

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

ROGÉRIO FERREIRA RIBEIRO

**Aperfeiçoamento do corte lateral de aços
livres de intersticiais laminados a quente**

Lorena
2009

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

ROGÉRIO FERREIRA RIBEIRO

**Aperfeiçoamento do corte lateral de aços
livres de intersticiais laminados a quente**

Dissertação de Mestrado apresentada à Escola de Engenharia
de Lorena da Universidade de São Paulo para obtenção do ti-
tulo de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e
Poliméricos

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

Lorena
2009

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Ribeiro, Rogério Ferreira

Aperfeiçoamento do corte lateral de aços livres de intersticiais laminados a quente. / Rogério Ferreira Ribeiro; orientador Carlos Antônio Reis Pereira Baptista. --Lorena, 2009.

125 f.: il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aço livre de intersticiais 2. Processamento
3. Aparamento lateral I. Título.

CDU 669.018

DEDICATÓRIA

À Deus pela sua infinita graça através de Seu filho Jesus, o qual permitiu que eu atingisse mais esta etapa da minha vida.

Aos meus pais, João Ribeiro e Maria Ferreira, pela confiança e amor que sempre tiveram para comigo.

A minha esposa Selmara, mesmo achando que não estava dando todo o apoio que eu precisava nesta jornada, sempre foi e é muito importante na minha vida.

Aos meus filhos Rogério Júnior e Gabriel, a herança de Deus na minha vida.

Ao meu orientador Prof. Dr. Carlos Baptista, por ser além de um professor orientador, um amigo durante todos estes anos. Sou muito grato por ter tido a sua pessoa como meu orientador.

Ao meu ex-gerente geral e diretor executivo na Companhia Siderúrgica Nacional, Enéas Garcia Diniz, por ter permitido a minha liberação para elaboração deste trabalho voltado ao desenvolvimento do processo de laminação da empresa. Uma parceria de empresa e de universidade.

Ao meu ex-gerente geral na Companhia Siderúrgica Nacional, Evandro de Sousa Ferreira pela confiança sempre depositada no meu trabalho.

Ao meu ex-gerente na Companhia Siderúrgica Nacional, Cláudio Monteiro de Souza, por ter me apoiado durante todo este tempo, dando toda a autonomia para que eu realizasse os testes no processo de decapagem, especificamente no aparamento lateral das bobinas laminadas a quente na Linha de Decapagem Contínua 4 da CSN.

AGRADECIMENTO

Aos amigos que eu deixei na Companhia Siderúrgica Nacional nas linhas de decapagem na Gerência Geral de Laminação a Quente, José Carlos Borges, Sandro de Castro da Silva, Douglas Luciano S. Oliveira, André Luis Tiradentes, Roberto Ferreira Evaristo, Ozenir Pereira Lima, José Maria da Silva, Hildebrando José de Melo, Esmair de Mello, José Carlos Massariol, Alessandro Garcia Abreu, Emerson Nunes Rodrigues, Júlio César Rodrigues Pereira, Júlio César Alves dos Santos, Marcelo Vilela Moreira, os quais fazem parte desta história. Vocês são importantes para mim. Dedicaram tempo para me ajudar sem exigir nada em troca.

À Companhia Siderúrgica Nacional, por ter me recebido há 23 anos, onde pude crescer como pessoa e profissionalmente. Hoje, sou grato à Deus por todos estes anos, onde trilhei a minha carreira, de aprendiz eletricista a engenheiro especialista.

À AçoKorte, empresa fabricante de ferramentas de corte, por ter se colocado a disposição para confeccionar as ferramentas de corte em aço AISI A8 para os testes de simulação do processo de corte na máquina de tração MTS 810.23M.

A USP, Escola de Engenharia de Lorena, por ter me acolhido através do seu corpo docente, Prof. Dr. Carlos Nunes, Prof. Dr. Carlos Baptista, Prof. Dr. Miguel, Prof. Dr. Hugo Sandim, Prof. Dr. Gilberto Coelho, Prof. Dr. Sérgio Schneider, Prof. Dr. Sebastião, e pela equipe da secretaria da coordenação do programa de pós graduação Tavânia e a Evelyze.

EPIGRAFE

“Bem aventurado o homem que acha sabedoria, e o homem que adquire conhecimento.”

Provérbios 3:13 , Bíblia Sagrada

RESUMO

RIBEIRO, R. F. **Aperfeiçoamento do corte lateral de aços livres de intersticiais laminados a quente.** 2008. 65 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2008.

Os aços livres de intersticiais (IF) têm sido usados em todo o mundo de um modo crescente desde a década de 70. A grande aplicação deste tipo de aço é na indústria automobilística em função de sua excelente conformabilidade, aliada à característica de não envelhecimento. Estas características facilitam a produção e permitem o desenvolvimento de novos projetos. Na década de 90, a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) iniciou a produção em escala de materiais macios, como os aços IF através do desgaseificador à vácuo RH. Procurando aumentar a participação no mercado automotivo, foi necessário desenvolver o processo de aparamento lateral do aço IF nas Linhas de Decapagem Contínua 3 e 4 da CSN para atender a demanda dos clientes. Neste trabalho, foram identificadas variáveis que influenciam a qualidade da borda aparada lateralmente das chapas laminadas a quente e a frio, as quais estão sendo testadas e ajustadas: (1) Material do aço IF, (2) parâmetros de aparamento lateral, (3) qualidade da navalha circular de aço ferramenta e sua lubrificação, (4) velocidade da navalha circular, (5) uso ou não do *push-up-roll*, um equipamento auxiliar para o aparamento da borda da chapa de aço. O principal objetivo do trabalho aqui apresentado é encontrar as condições que impeçam a formação de rebarba na borda do aço IF laminado a quente e decapado após aparado lateralmente nas Linhas de Decapagem Contínua 3 e 4 da CSN. As características da aparatura lateral foram avaliadas por microscopia eletrônica de varredura. Análises microestruturais, bem como ensaios de tração também foram executadas em amostras coletadas nas chapas laminadas a quente e a frio para vários parâmetros definidos de aparamento lateral.

Palavras-chave: Aço livre de intersticiais, processamento, aparamento lateral.

ABSTRACT

RIBEIRO, R. F. **Improvement the side trimming of interstitial free steel hot rolled strip.** 2007. 65 f. Dissertation (Master of Science in Materials Engineering) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2007.

The Interstitial Free (IF) steels have been used all over the world in an increasing way since the 70 decade's. The great application of this type of steel is in the automobile industry in function of your excellent formability, allied to the non aging property. These characteristics facilitate the production and allow the development of new projects. In this work, it has been identified variables that influence the quality of side trimming edge of hot and cold rolled strip, which were tested and adjusted: (1) IF steel material, (2) side trimming parameters,(3) tool steel circular knife quality and your lubrication;(4) tool steel speed, (5)use or not of *push-up-roll* , an auxiliary equipment to the cutting edge. The main objective of the work here presented it is to find the operation conditions that impede the burr formation in the edge of hot and pickled IF steel after side trimmed in the Continuous Pickling Lines 3 and 4 at CSN. The side trimmed characteristics were assessed by scanning electron microscopy. microstructural analyses, as well as tensile tests were also performed in samples taken from the hot and cold-rolled strip for the various adopted side trimming parameters.

Keywords: Interstitial free steel, processing, side trimming.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Vistas das navalhas circulares no processo de aparamento lateral: (a) lateral, com destaque para o transpasse vertical (TV), (b) superior, e (c) frontal, com destaque para o transpasse horizontal (TH).....	26
Figura 2 – Fluxo de Produção do aço IF.....	30
Figura 3 - Seção dos fornos de reaquecimento de placas.....	35
Figura 4 – Seção de desbaste ou esboçamento.....	35
Figura 5 - Seção de acabamento ou trem acabador.....	36
Figura 6 - Seção de resfriamento de tiras e bobinadeiras.....	36
Figura 7 - Região rica em Fe do diagrama Fe-C, mostrando a extensão do campo ferrítico e o decréscimo da solubilidade do carbono com a temperatura.....	38
Figura 8 – Fluxo da laminação a quente, decapagem e laminação a frio.....	39
Figura 9 - Relação entre a tensão de escoamento média obtida no ensaio de torção a quente e o inverso da temperatura absoluta: aço IF ao Ti.....	41
Figura 10 - Diagrama esquemático ilustrando a estabilidade e a temperatura de precipitação de vários compostos de Ti em um aço IF ao Ti	43
Figura 11 - Ação progressiva da navalha circular no corte do aço.....	44
Figura 12 – Micrografia ótica da seção transversal da amostra cortada. Demonstra como ocorre o processo de aparamento lateral com navalhas circulares	46
Figura 13 – (a) Contorno da fração volumétrica do vazio no modelo de Tvergaard-Gurson mostrando a trinca; (b) contorno da deformação plástica equivalente no modelo Cockcroft-Lathan; (c) contorno da deformação plástica da navalha no modelo de falha por corte.....	50
Figura 14 - Transpasse horizontal (folga) para produzir apara lateral ideal.....	51
Figura 15 - Transpasse horizontal muito próximo gerando perfil de corte irregular com rebarba.....	52

Figura 16 - Transpasse horizontal extremamente próximo com perfil de corte tendo aparência de corte duplo.....	53
Figura 17 - Excesso de folga com perfil de corte com aparência de chapa amassada.....	54
Figura 18 - Aberturas vertical e horizontal.....	55
Figura 19 - Curva de Revenimento do aço ferramenta AISI D2	58
Figura 20 - Curva de Revenimento do aço ferramenta AISI A8.....	58
Figura 21 - Tesoura Lateral e cortador de aparas com o <i>push-up-roll</i> [Matsuda,1989].....	60
Figura 22 - Esquema do corte lateral com e sem o uso do <i>push-up-roll</i> [Matsuda,1989].....	61
Figura 23 - Gráfico da temperatura de acabamento final (FDT) do laminador de tiras a quente	64
Figura 24 - Gráfico de velocidade na seção de saída da decapagem, destacando as velocidades de corte lateral do aço IF-Ti.....	68
Figura 25 - Desenho da ferramenta de corte projetada para o experimento na MTS 810.23M.....	70
Figura 26 - Representação do processo de corte lateral.....	71
Figura 27 - Foto com a amostra de aço IF posicionada na MTS 810.23M entre as ferramentas de corte.....	72
Figura 28 - Deficiência de centralização do <i>push-up roll</i>	74
Figura 29 - Mangueira do <i>push-up roll</i> cortada devido ao impacto da chapa de aço.....	74
Figura 30 – Gráfico da relação da espessura versus pressão do <i>push-up roll</i>	75
Figura 31 – Variação da altura da rebarba em função da folga (TH) da navalha com ângulo de corte de 20° e diferentes raios da borda da navalha numa liga de alumínio AA66111-T4.....	78
Figura 32 – Disposição das navalhas circulares com base no Teorema de Pitágoras.....	78

Figura 33 - Gráfico da FDT do aço extra baixo carbono laminado a quente abaixo da temperatura mínima especificada.....	80
Figura 34 - Perfil de corte no MO (25x) e no estereoscópio (25x) do aço extra baixo carbono laminado a quente.....	80
Figura 35 - Micrografia da amostra 2.1 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X.....	82
Figura 36 - Micrografia da amostra 2.2 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X.....	82
Figura 37 - Micrografia da amostra 4.1 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X.....	82
Figura 38 - Micrografia da amostra 4.2 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X.....	83
Figura 39 - Curva típica de tensão-deformação do ensaio de tração dos corpos de prova do aço IF-Ti.....	84
Figura 40 - (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 2.2; (b) vista lateral do corte com variação da zona de penetração; (c) borda lado motor com presença de trinca forte em destaque.	86
Figura 41 - (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 4.1; (b) vista lateral do corte com penetração excessiva da navalha circular na zona de corte (estereoscópio 25x); (c) borda lado operador com presença de trinca forte e rebarba em destaque.	87
Figura 42 - (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 4.2; (b) vista lateral do corte com variação da zona de penetração na imagem do estereoscópio à 25x; (c) borda lado operador com presença de trinca e rebarba forte em destaque.....	88
Figura 43 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 2.2, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura	89
Figura 44 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 4.1, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.....	90

Figura 45 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 4.2, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura	91
Figura 46 - (a) perfil de corte lateral aceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 2.1; (b) vista lateral do corte sem variação relevante da zona de penetração.....	92
Figura 47 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 2.1, onde obteve corte aceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura	93
Figura 48 – Foto da simulação do corte lateral na MTS 810.23M.....	96
Figura 49 – Gráfico Força versus tempo referente à simulação do corte lateral na MTS 810.23M	96
Figura 50 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote C lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.....	98
Figura 51 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote C lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.....	99
Figura 52 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote D lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.....	100
Figura 53 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote D lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.....	101

Figura 54 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote E lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.....	102
Figura 55 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote E lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.....	103
Figura 56 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote F lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.....	104
Figura 57 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote F lado motor com o uso do push-up roll (MO25x) : (a) Zona de deformação acentuada ; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.....	105
Figura 58 – Gráfico da relação da espessura versus transpasse horizontal.....	107
Figura 59 – Gráfico da relação da espessura versus transpasse vertical.....	108
Figura 60 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote E, retirada próxima à cauda do lado motor após novo ajuste no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.....	109
Figura 61 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote F, retirada próxima à cauda do lado operador após novo ajuste MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.....	110
Figura 62 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote G, retirada próxima à ponta do lado motor após novo ajuste MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.....	111

Figura 63 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote H, retirada próxima à ponta do lado operador após novo ajuste MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura) e (c) zona de fratura.....112

Figura 64 – Vista frontal com ampliação de 50x em MEV em modo ES do corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, relativo à (a) amostra de 3,5mm, retirada próxima à cauda do lado motor (lote E); (b) amostra de 3,5mm, retirada próxima à cauda do lado operador (lote F); (c) amostra de 3,5mm, retirada próxima à ponta do lado motor (lote G); e (d) amostra de 3,5mm, retirada próxima à ponta do lado operador (lote H).....113

Figura 65 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à cauda do lado motor (lote E) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.....114

Figura 66 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à cauda do lado operador (lote F) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.....115

Figura 67 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à ponta do lado motor (lote G) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.....116

Figura 68 – (a) Vista lateral e (b) vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à ponta do lado operador (lote H) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.....117

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Faixa de composição química típica de aços IF (% peso)	30
Tabela 2 – Características dos aços IF em função das microadições utilizadas.....	33
Tabela 3- Temperatura crítica (°C) do aço IF-Ti da Figura 3, 1992	42
Tabela 4 - Tratamento Térmico do aço-ferramenta AISI D2 e AISI A8.....	57
Tabela 5 – Comparação das propriedades dos aços AISI A8 e AISI D2.....	59
Tabela 6 - Faixa de Composição típica do aço IF-Ti (% peso).....	62
Tabela 7 - Planilha de acompanhamento da temperatura de acabamento final (FDT) do aço IF-Ti.....	63
Tabela 8- Parâmetros da matéria-prima (IF-Ti) para o corte lateral.....	65
Tabela 9 - Condição do processo de corte lateral do aço IF-Ti	65
Tabela 10 - Condição da amostragem dos lotes do aço IF.....	67
Tabela 11 - Correlação da velocidade de processo <i>versus</i> taxa do ensaio.....	72
Tabela 12 – Ajustes de pressão do <i>push-up roll</i> em função da espessura da tira de aço IF.....	75
Tabela 13 – Condição do aparamento na tesoura lateral do aço IF-Ti.....	83
Tabela 14 – Resultado das propriedades mecânicas dos aços IF-Ti na Galvasud em 2006.....	94
Tabela 15 – Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessura de 3,5mm nos testes iniciais.....	94
Tabela 16 - Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessuras de 4,5mm e 4,75mm.....	97
Tabela 17 – Ajustes de Transpasse Horizontal e Vertical.....	107
Tabela 18 - Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessura de 3,5mm após os ajustes de TH e TV.....	108

LISTA DE SIGLAS

AISI - American Iron and Steel Institute

ASKO - American Shear Knife Co.

ASTM –American Society for Testing and Materials

CSN – Companhia Siderúrgica Nacional

EEL – Escola de Engenharia de Lorena

FDT – Finishing Delivery Temperature

IF – Interstitial Free

LE – Limite de escoamento

LR – Limite de resistência

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

modo ES – modo de elétrons secundários

MO – Microscópio ótico

NBR – Norma Brasileira

TG – Tamanho de grão

TH – Transpasse horizontal

TV – Transpasse vertical

RH - Ruhrstahl-Heraeus System

LISTA DE SÍMBOLOS

°C - graus Celsius

°F - graus Fahrenheit

K - graus Kelvin

HRC – dureza Rockwell C

MPa – mega Pascal

N - Newton

h – hora

t – tonelada

mm – milímetro

m/min – metros por minuto

min – minuto

r – coeficiente de anisotropia normal

Δr – coeficiente de anisotropia planar

μm – microns

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS	25
1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO	27
2 REVISÃO DA LITERATURA	29
2.1 AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS	29
2.2 PROCESSO DE CORTE DOS AÇOS	43
3 MATERIAL E MÉTODOS	62
3.1 MATERIAL	62
3.2 MÉTODOS	62
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
4.1 RESULTADOS DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO E O EFEITO DA MESMA NA MICROESTRUTURA DO AÇO	79
4.2 QUALIDADE DE CORTE UTILIZANDO AJUSTES DE TRANSPASSE PRÉ- ESTABELECIDOS	81
4.3 RESULTADOS OBTIDOS APÓS A CORREÇÃO DO PUSH-UP ROLL	97
4.4 RESULTADOS APÓS AJUSTES DE TH E TV	106
5 CONCLUSÕES	118
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	120
REFERÊNCIAS	121

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

Os processos de corte estão entre as atividades mais importantes nas operações de conformação de tiras de metais largamente usadas em várias indústrias, tais como automotivas, aeroespaciais e de eletrônicos. Enquanto as pesquisas nesta área tem sido normalmente focadas na determinação das forças na ferramenta, no deslocamento da ferramenta e no consumo de energia, o ponto crítico em muitas situações é a formação da rebarba no material cortado e a qualidade resultante da superfície do corte. A formação da rebarba leva a numerosos problemas nas aplicações industriais. Na indústria automotiva, por exemplo, a rebarba formada no processo de corte freqüentemente rompe ao longo da superfície do material nos processos posteriores (LI, 2005).

Nos processos de aparamento ou corte lateral, a tira de aço que será cortada nas suas bordas passa através de navalhas circulares ou rotativas superiores e inferiores. Na Figura 1 é apresentado um desenho esquemático das navalhas circulares com a indicação de seus ajustes, denominados transpasse vertical (TV) e transpasse horizontal (TH). A importância desses ajustes será discutida no decorrer deste trabalho.

Os aços IF (*Interstitial Free*) têm sido utilizados de forma crescente em todo o mundo desde meados da década de 1970. A grande aplicação deste tipo de aço é na indústria automobilística em função de sua excelente conformabilidade (excelente ductilidade e elevado índice de anisotropia (GUPTA,1990), aliada à característica de não envelhecimento. Estas características facilitam a fabricação e permitem o desenvolvimento de novos projetos de carrocerias de automóveis (MARTINS, 1998).

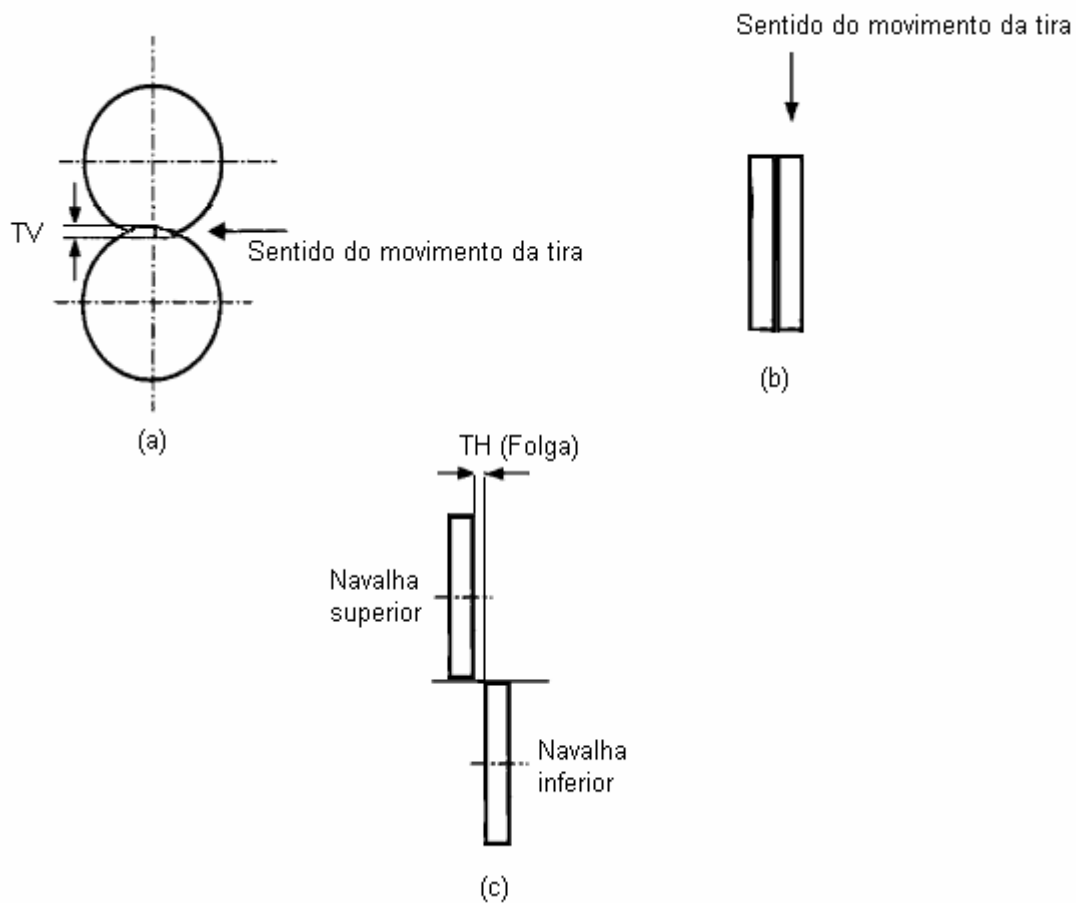


Figura 1 – Vistas das navalhas circulares no processo de aparamento lateral: (a) lateral, com destaque para o transpasse vertical (TV), (b) superior, e (c) frontal, com destaque para o transpasse horizontal (TH) (Figura modificada de LI, 2005).

Em meados da década de 1990, a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) iniciou a produção em alta escala de materiais mais macios, como os aços IF, através do desgaseificador a vácuo – RH (Ruhrstahl-Heraeus System). Visando aumentar a participação no mercado automobilístico, foi necessário desenvolver o processo de corte de apara lateral do aço IF nas tesouras laterais das Linhas de Decapagem Contínua 3 e 4 da CSN para atender às exigências dos clientes.

Com base nos testes e ajustes iniciais das tesouras laterais 1 e 2 das linhas de decapagem da CSN, não se obteve um resultado satisfatório para pleno atendimento de um corte lateral adequado às exigências pré-definidas, ou seja, não foi obtida uma

qualidade de borda do aço IF laminado a quente e aparado lateralmente com ausência de rebarba, o que ocasionou defeitos laterais após o processo de laminação a frio, chamados na CSN de “serrilhado”, que consiste no aparecimento de trincas na borda da bobina laminada a frio. Em meados de 2001, foi substituída a tesoura lateral 1 de fabricação da Sumitomo Heavy Industries por uma tesoura de cabeçote duplo com sistema de giro (*turret typed*) de fabricação da Danieli Wean equipada com um dispositivo denominado *push-up roll* com o objetivo de aparar aços IF. Os ajustes de transpasse horizontal e vertical para os aços IF nesta ocasião não eram tão eficazes, pois se baseavam numa referência dos ajustes existentes dos aços baixo carbono já produzidos pela CSN. Em contrapartida, a operação do *push-up roll* não foi bem sucedida, pois o equipamento apresentava quebras prematuras do rolamento que auxiliava no processo de corte lateral.

Com a demanda crescente de utilização dos aços livres de intersticiais pelo setor automobilístico, aliado a necessidade de desenvolvimento do corte lateral destes aços para evitar a formação das trincas de borda após processo de laminação a frio, ou seja, a garantia de atendimento da produção requerida pelos clientes, foi iniciado o processo de aperfeiçoamento do corte lateral dos aços *IF*, também chamado ultra baixo carbono, na tesoura lateral 1 das Linhas de Decapagem Contínua 3 e 4 da CSN.

1.1 OBJETIVOS DO TRABALHO

O objetivo prático fundamental do trabalho aqui apresentado é encontrar as condições de operação que impeçam a formação de rebarba na borda da bobina a quente decapada do aço *IF* estabilizado ao Ti após aparada lateralmente nas tesouras laterais das Linhas de Decapagem Contínua 3 e 4 da CSN. Deve ser salientado que a escolha do IF-Ti se deve ao fato do mesmo ter maior participação na produção em relação aos aços IF-Nb e IF-Ti e Nb

também fabricados pela empresa. Porém, deve ficar claro que uma vez ajustado o processo de corte lateral para os aços IF-Ti, estamos na verdade atendendo toda a gama de aços ultra baixo carbono e extra baixo carbono.

Objetivos paralelos: avaliar os processos de deformação e fratura decorrentes da operação de corte da apara lateral nas diferentes condições a serem testadas, levando em consideração a microestrutura do material e as condições de processamento.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS

Os aços livres de intersticiais ou IF só puderam ser produzidos a partir de meados da década de 70 devido aos avanços tecnológicos ocorridos nos processos de fabricação (principalmente na aciaria) que permitiram a produção de aços acalmados de ultra baixo carbono e nitrogênio, 0,001-0,005 % C e menos de 0,003% N (em peso), com custos relativamente baixos (CRAMB, 1990).

A desgaseificação a vácuo do aço é necessária para a obtenção de níveis muito baixos de carbono (menor que 0,005%). Atualmente, o aço IF é produzido utilizando-se um desgaseificador do tipo RH (Ruhrstahl-Heraeus System). Neste desgaseificador, dois tubos (*snorkes*) refratários são imersos no interior da panela com aço líquido. Faz-se vácuo na câmara acima dos tubos, e argônio é injetado no interior do aço através de diversos pontos de injeção localizados em um dos tubos. O argônio local reduz a densidade aparente do aço e causa um movimento ascendente do aço líquido, que entra na câmara e, subseqüentemente, retorna desgaseificado à panela através do segundo tubo. Por intermédio desta diferença de densidades é estabelecido o fluxo de circulação. A descarburização ocorre pela reação:



Devido à redução da pressão parcial do monóxido de carbono, a reação é deslocada para a direita. O teor de carbono pode ser estimado através de modelagens matemáticas aplicadas ao desgaseificador.

No lingotamento contínuo a absorção de carbono pode atingir até 10 ppm, por isso o controle é feito dentro de uma margem de segurança estreita. Na prática, é necessário

evitar a absorção de carbono reduzindo o teor de carbono dos refratários, eliminando o uso de isolantes contendo carbono e eliminando ou reduzindo o teor de carbono do pó moldante (CRAMB, 1990). O fluxo com as etapas de produção do aço IF na aciaria a partir do ferro-gusa pode ser visto na Figura 2.

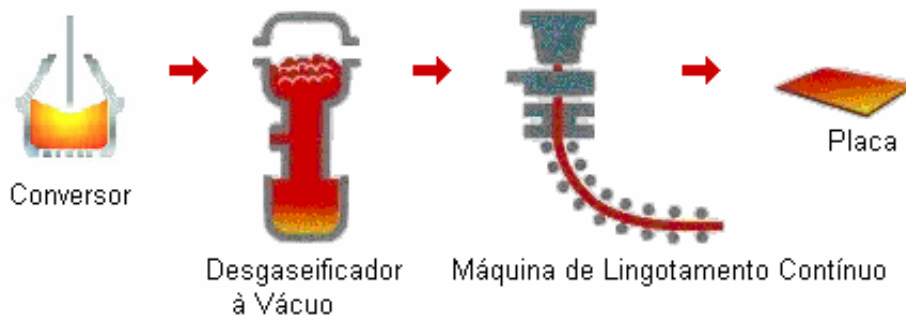


Figura 2 – Fluxo de Produção do aço IF

Os baixíssimos teores de carbono e nitrogênio, da ordem de 50 ppm, a adição de microligantes e uma matriz ferrítica extremamente limpa, praticamente livre de elementos em solução sólida e inclusões propiciaram uma conformabilidade superior comparativamente aos aços baixo carbono convencionais (MARTINS, 1998). Basicamente, existem três concepções para o projeto destes aços, que são: microligados ao Ti, ao Nb e ao Ti / Nb, podendo ter ainda adições de boro (MARTINS, 1998; PEREIRA, 1999).

A faixa de variação típica da composição química destes aços é mostrada na Tabela 1 [KRAUSS, 1991].

Tabela 1 – Faixa de composição química típica de aços IF (% peso) [KRAUSS, 1991]

C	Si	Mn	P	Al	N	Nb	Ti	S
0,002- 0,008	0,01- 0,03	0,1- 0,34	0,01- 0,02	0,03- 0,07	0,001- 0,005	0,005- 0,040	0,01- 0,11	0,004- 0,010

2.1.1 A INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA Ti E Nb NO PROCESSO METALÚRGICO

A adição de elementos microligantes nos aços ocasiona um efeito bastante significativo nas propriedades mecânicas. Os microelementos típicos são o Nb, o V e o Ti que podem ser adicionados individualmente ou combinados. Estes elementos precipitam como carbonetos, nitretos ou carbonitretos na austenita e na ferrita durante o processamento termomecânico, contribuindo para alterar as propriedades termomecânicas através de uma variedade de efeitos microestruturais. O Ti é mais indicado para o controle do tamanho de grão durante o reaquecimento. Já a adição do Nb é feita para o controle do tamanho de grão austenítico durante a etapa de esboçamento e acabamento na laminação a quente, retardando a recristalização (NEVES, 2002). Estes elementos microligantes, devido aos efeitos que os mesmos causam na microestrutura e propriedades mecânicas do aço, são decisivos na boa qualidade de corte lateral, pois sua adição resulta numa microestrutura refinada, com limite de resistência da ordem de 300 MPa.

Nos aços IF com mais de 0,025% Nb, a recristalização da austenita é severamente retardada pelo Nb em solução a temperaturas próximas da temperatura de transformação (NAJAFI-ZADEH, 1992).

Apesar do baixo teor de átomos intersticiais dos aços IF, o C e N residuais em solução podem afetar a textura durante processo de recozimento contínuo após a laminação a frio, promover o endurecimento ou o envelhecimento do material recozido. O Ti e/ou Nb são adicionados para promover a formação de precipitados estáveis de Ti e Nb, que evitam que o C e N permaneçam em solução sólida (KRAUSS, 1991). O envelhecimento poderia ainda ser evitado através de uma maior redução do teor de C, para porcentagens menores do que 13 ppm, como mostrado por Alaoua et al. (ALAOUA, 1994).

Os elementos de liga Ti e Nb formam carbonetos, nitretos e carbonitretos, os quais como relatados anteriormente, melhoram a textura pela redução dos teores de C e N em solução. Além disso, estes precipitados retardam a migração de contornos de alto ângulo e por esta razão reduzem as taxas de nucleação e crescimento dos grãos recristalizados (WILSHYNSKY, 1991). A recristalização pode ser retardada por precipitados através do ancoramento de contornos de grão e de subgrãos e também da subestrutura de discordâncias (WEISS, 1981). Para que os contornos de grãos sejam ancorados, a distribuição dos precipitados deve satisfazer dois critérios (REGONE, 2001):

- a. O tamanho de partícula e espaçamento entre elas deve ser menor que os valores críticos apropriados.
- b. Uma fração volumétrica mínima de precipitados é necessária para manter o espaçamento abaixo do valor crítico.

Na prática, isto significa que uma fina dispersão de precipitados retarda a recristalização porque promove o ancoramento dos contornos de subgrãos e discordâncias e a restrição ao crescimento de grão. Os precipitados encontrados na austenita podem ser separados em três tipos: aqueles que não são dissolvidos durante o reaquecimento; precipitados formados dinamicamente durante a deformação; e precipitados induzidos por deformação, formados após a deformação devido à queda de temperatura que causa o aumento dos sítios energeticamente favoráveis, as discordâncias, para a nucleação destes precipitados (CARNEIRO, 2001). Entretanto, tanto os precipitados formados dinamicamente quanto aqueles induzidos por deformação podem ser responsáveis pelo retardamento da recristalização (REGONE, 2001).

Embora a taxa de crescimento de grãos com orientação $\{111\}$ também seja reduzida, ela ainda é superior a dos grãos com outras orientações (HUTCHINSON, 1984), melhorando a textura $\{111\}$. Uma comparação entre as principais características dos aços IF em função

das adições de Ti e/ou Nb é mostrada na Tabela 2 (modificada de PEREIRA, 1999). Vale ressaltar, que os coeficientes de anisotropia normal (r) e planar (Δr) são funções da textura cristalográfica desenvolvida no material após o recozimento da tira, processo este, posterior à laminação a frio do aço. As temperaturas de recristalização referidas na Tabela 2 são definidas para o processo posterior à decapagem e laminação a frio dos aços, processo este, denominado recozimento contínuo de chapas, onde a chapa ou tira de aço é aquecida numa temperatura variando entre 600°C à 750°C para alívio das tensões residuais inseridas pelo processo de laminação a frio. Estas condições não são aplicadas às condições de laminação a quente.

Tabela 2 – Características dos aços IF em função das microadições utilizadas (Tabela modificada de Pereira, 1999).

Aço	Alongamento e valor de “r”	Δr	Temperatura de recrista- lização
Ti	λ	σ	baixa
Ti – Nb (Ti>Nb)	λ	μ	baixa
Ti – Nb (Ti<Nb)	μ	μ	alta
Nb	μ	μ	alta

λ Excelente, μ Bom, σ Regular,

2.1.2 INFLUÊNCIA DA TEMPERATURA DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DO AÇO IF-Ti

Os aços são termomecanicamente processados com o objetivo de controlar-se a microestrutura, morfologia e tamanho de grão da austenita e da ferrita para obtenção de produtos com propriedades mecânicas otimizadas. Os processos termomecânicos, no caso, laminação de tiras a quente, são constituídos basicamente de quatro estágios: reaquecimento (tratamento de solubilização), esboçamento (laminação na austenita em temperaturas elevadas), acabamento (laminação em menores temperaturas) e controle do resfriamento (basicamente temperatura de bobinamento) [TAMURA, 1988]. Nas Figuras 3, 4, 5 e 6 pode-se verificar a sequência de laminação de tiras a quente, onde os quatro estágios mencionados anteriormente são identificados e relacionados às temperaturas e ao comportamento da microestrutura do aço IF-Ti. Esses estágios são descritos da seguinte forma:

A placa proveniente do lingotamento contínuo segue para a seção dos fornos de reaquecimento de placas (Figura 3). Nesta etapa a placa atinge temperaturas na ordem de 1200 a 1300°C, apresentando microestrutura austenítica. Após o reaquecimento das placas, segue-se para a etapa de desbaste ou esboçamento (Figura 4), onde a placa sofre diversos passes até atingir a espessura e largura definida numa temperatura final na ordem de 1100°C com microestrutura austenítica. Em seguida a esta etapa, ocorre o processamento na seção de acabamento (Figura 5), onde o aço finaliza o processo de recristalização da austenita, obtendo grãos refinados de ferrita na saída do trem acabador. No acabamento a temperatura inicial é da ordem de 1000 a 1050°C, enquanto a final (saída da última cadeira de laminação) está entre 850 a 970°C. Após o trem acabador, a bobina passa pela seção de resfriamento de tiras (Figura 6) ou “Laminar Flow” numa temperatura entre 800 a 850°C e segue para as

bobinadeiras para serem bobinadas numa temperatura da ordem de 700 a 750°C, apresentando microestrutura ferrítica refinada.

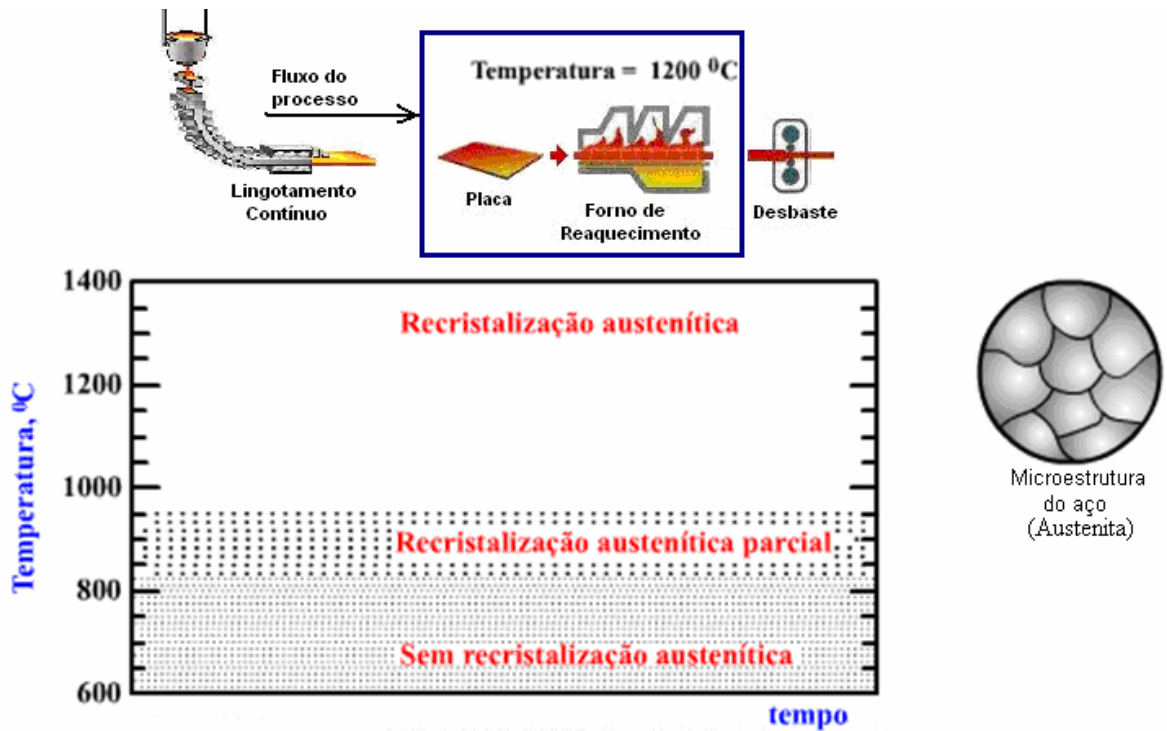


Figura 3 - Seção dos fornos de reaquecimento de placas.

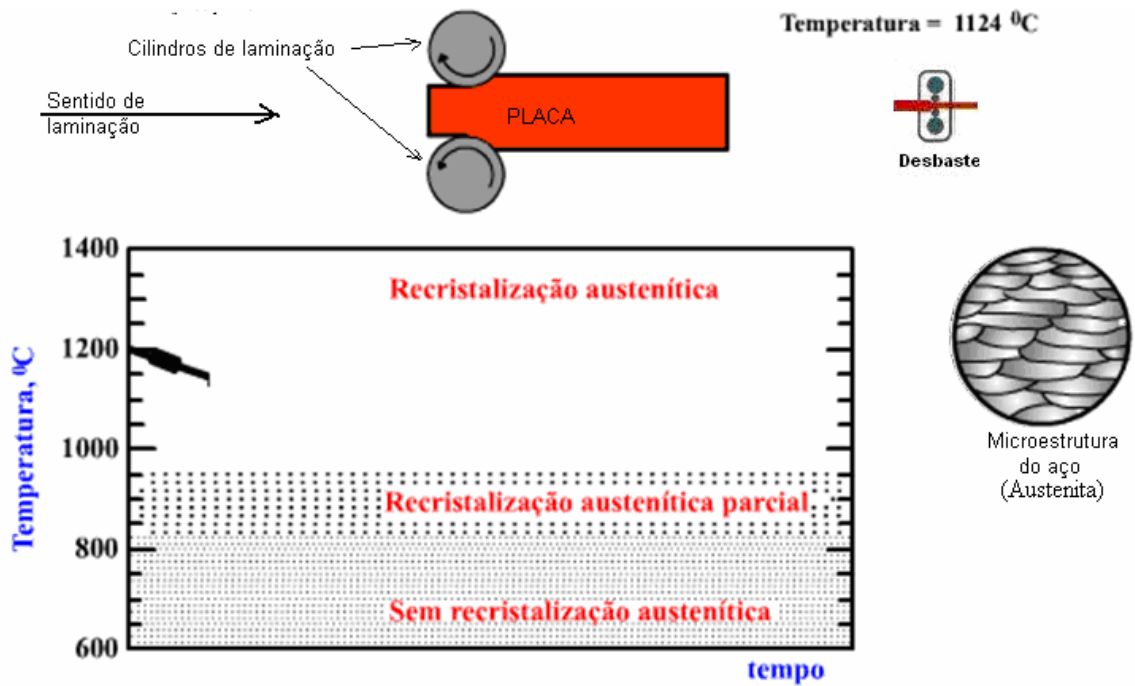


Figura 4 – Seção de desbaste ou esboçamento.

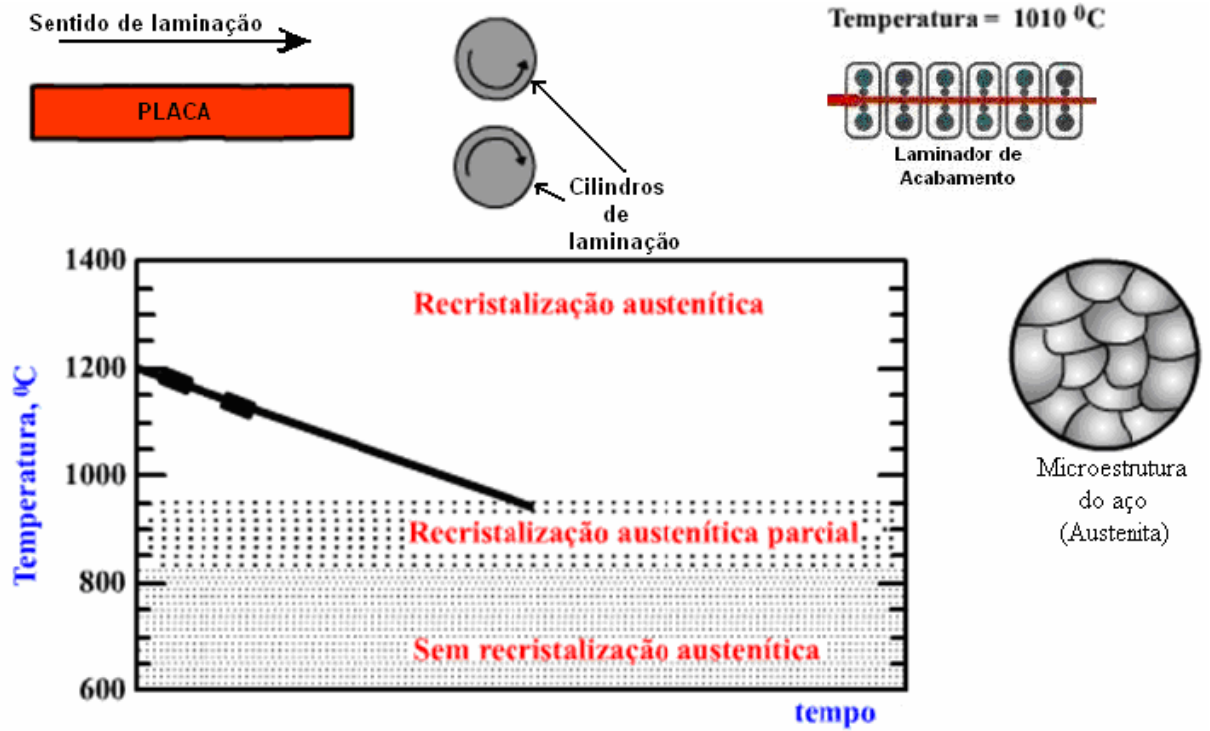


Figura 5 - Seção de acabamento ou trem acabador.

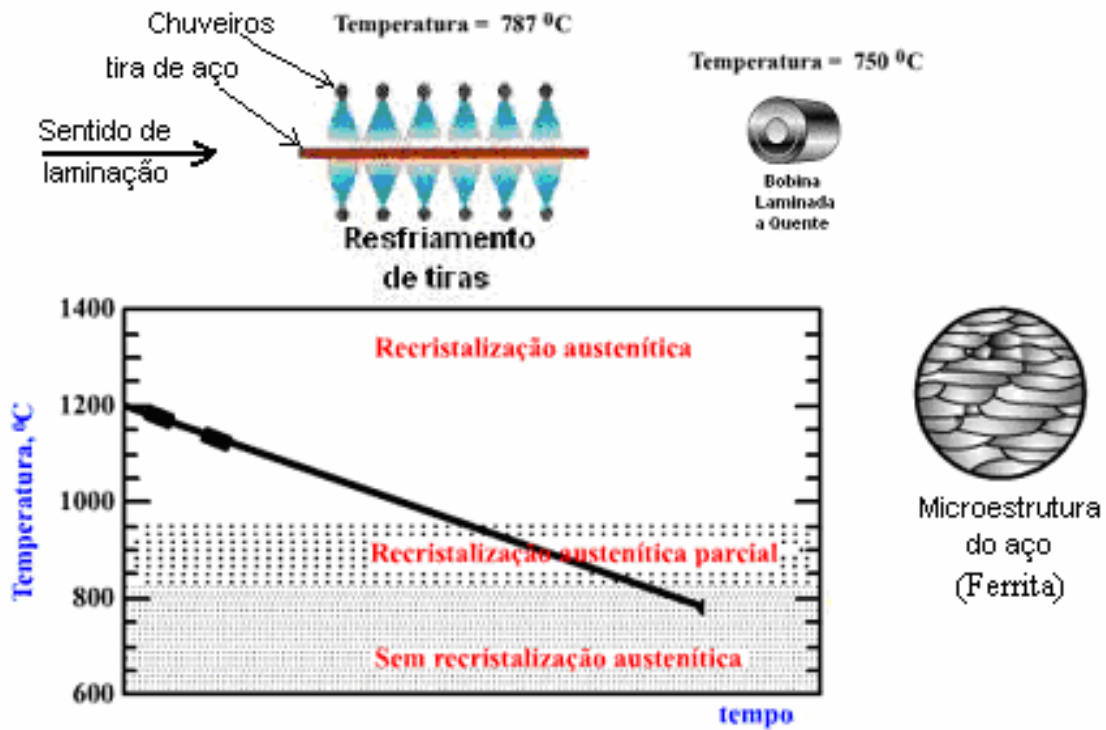


Figura 6 - Seção de resfriamento de tiras e bobinadeiras.

O tratamento de solubilização consiste do reaquecimento do material em temperatura entre 1000 e 1300°C [PERERA, 1992]. Nos aços convencionais esta temperatura é selecionada para que todos os microelementos precipitados, com exceção do TiN, estejam em solução. No caso dos aços IF não se tem este requisito e foi verificado [PERERA, 1992] que baixas temperaturas de reaquecimento aumentam ligeiramente a anisotropia quando este aço é laminado na região ferrítica. Entretanto, na laminação a quente na região austenítica os precipitados não dissolvidos podem ocasionar uma diminuição no endurecimento por precipitação e uma perda de eficiência no retardo da recristalização devido aos átomos de soluto não estarem em solução.

Como mostrado na Figura 7 [ASM, 1992] as temperaturas A1 e A3 dos aços IF são mais altas do que as dos aços de mais alto carbono. Em ensaios de torção a quente verificou-se que estas temperaturas, para aços IF ao Ti, se situam na faixa de 850 a 900°C [REGONE, 2001] e a temperatura Ar3 é de 905±5°C [SAMUEL, 1991]. Este aumento da faixa de estabilidade da ferrita afeta as temperaturas que são utilizadas para o reaquecimento, para o acabamento na laminação a quente e para o recozimento após laminação a frio.

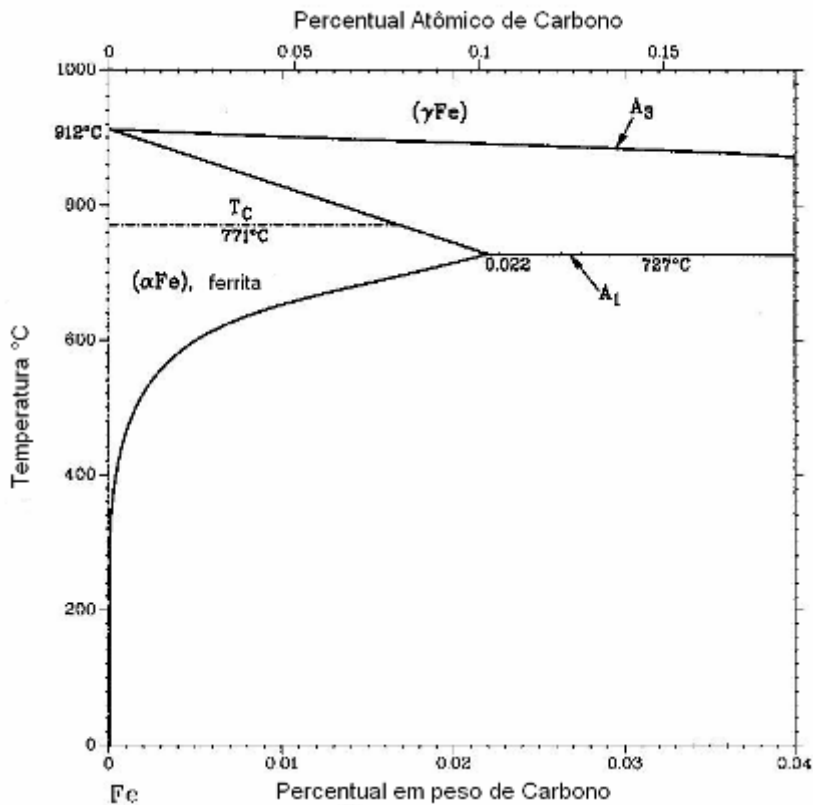


Figura 7 - Região rica em Fe do diagrama Fe-C, mostrando a extensão do campo ferrítico e o decréscimo da solubilidade do carbono com a temperatura (ASM, 1992).

A Figura 8 indica as etapas da produção do aço desde o recebimento da placa para enforamento nos fornos de reaquecimento, numa temperatura na ordem de 1200 à 1300°C, seguindo para o laminador de desbaste numa temperatura de 1100°C, em seguida sendo processado no laminador de acabamento à 1050°C, recebendo então a adição de água por meio de chuveiros na seção de resfriamento de tiras, onde atinge 800°C, e finalmente sendo bobinada na bobinadeiras à 750°C, tendo como produto a bobina laminada a quente (BQ). Esta bobina laminada a quente é enviada para o processo de decapagem, onde é removida a carepa (camadas de óxido de ferro) por meio da ação mecânica do quebrador de carepa associado à reação química do ácido clorídrico com a carepa solúvel (FeO). No processo de decapagem, especificamente na seção de saída, existe um equipamento chamado tesoura

lateral (“side trimmer”) que tem o objetivo de realizar o apartamento das bordas da bobina garantindo a qualidade de corte lateral e as dimensões finais, no caso a largura final da bobina que seguirá para o processo de laminação de tiras a frio para produção da bobina a frio “Full Hard” (BFFH).

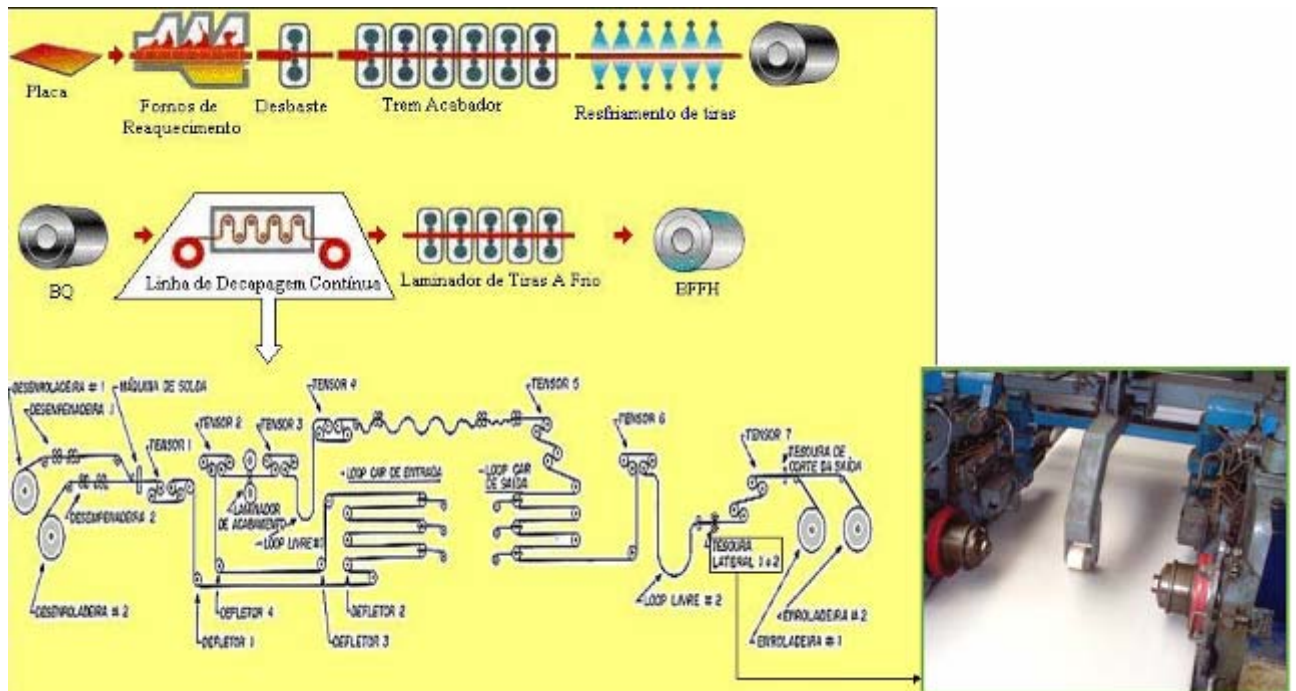


Figura 8 – Fluxo da laminação a quente, decapagem e laminação a frio

O refino da austenita durante a laminação a quente é de grande importância na obtenção de uma boa estrutura ferrítica após transformação. Em altas temperaturas, onde a austenita rapidamente recristaliza, o refino é produzido por sucessivas recristalizações durante as reduções de laminação. Em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização os grãos da austenita se tornam deformados durante a laminação formando uma ferrita equiaxial refinada após a transformação de fases. Vários fatores são citados na literatura como responsáveis pelo refino da ferrita, sendo que os principais são mostrados abaixo:

- a. Aumento da área dos contornos de grãos devido ao alongamento dos grãos austeníticos (SPEICH, 1994; ROBERTS, 1980; TAMURA, 1988);
- b. Aparecimento de bandas de deformação no interior dos grãos austeníticos (SPEICH, 1994);
- c. Formação de subestrutura de discordâncias (WALTER, 1977);
- d. Empilhamento das discordâncias em contornos de grão e de macla (WALTER, 1977);
- e. Migração local dos contornos de grão austenítico com formação de curvaturas (*bulges*) (SPEICH, 1994 ; ROBERTS, 1980);
- f. Aumento da taxa de difusão do carbono e de elementos de liga (WALTER, 1977);
- g. Aumento na concentração de lacunas (PORTER, 1959).

Nos aços IF ao Ti foi observado, por ensaio de torção a quente, que a recristalização da austenita entre as temperaturas de 1010 e 910°C ocorre mais lentamente do que em aços C-Mn, porém, mais rapidamente do que nos aços microligados ao Nb (SAMUEL, 1991). Nesta mesma faixa de temperatura não foi observada temperatura de não recristalização, T_{nr} , ou seja, a temperatura abaixo da qual a recristalização da austenita entre passes passa a sofrer retardamento em função da precipitação de elementos liga (GORNI, 2002).

A Figura 9 (NAJAFI-ZADEH, 1992) mostra a dependência da tensão de escoamento de aços IF microligados ao Ti com o inverso da temperatura absoluta. Estes resultados foram obtidos em ensaios de torção à quente. Como pode ser observado na Figura 9, os aços IF microligados ao Ti mostraram claramente os valores de A_{r1} (temperatura de transformação da região bifásica austenita + ferrita) e A_{r3} (temperatura de transformação da austenita).

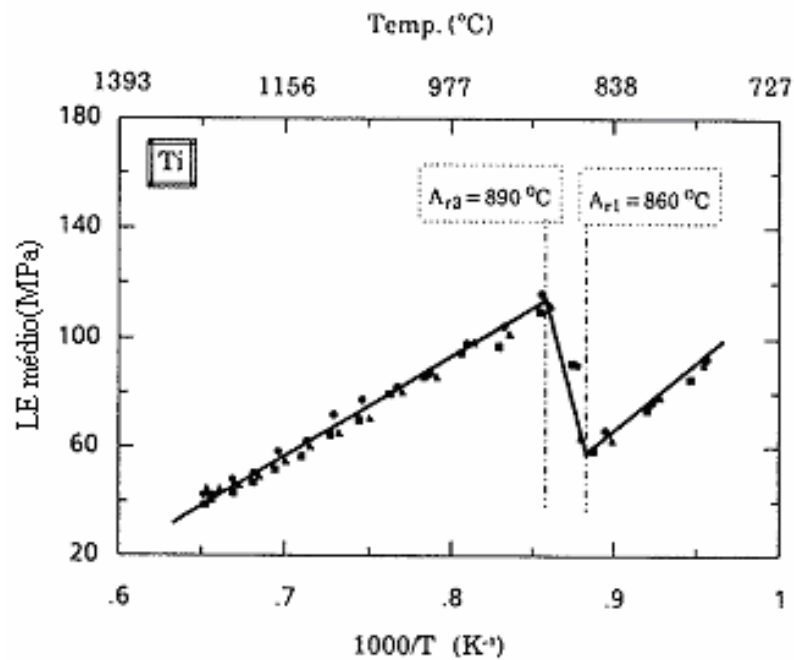


Figura 9 - Relação entre a tensão de escoamento média obtida no ensaio de torção a quente e o inverso da temperatura absoluta: aço IF ao Ti (NAJAFI-ZADEH, 1992).

Os resultados do aço IF relatado na Figura 9 são mostrados na Tabela 3 (NAJAFI-ZADEH, 1992). Estes resultados mostram que o aço IF estabilizado ao Ti não apresenta T_{nr} nas condições do ensaio. No tratamento termomecânico a microestrutura final da ferrita será função da temperatura em que está sendo realizada a laminação e do grau de deformação. Estes parâmetros irão influenciar a competição entre os mecanismos de recuperação e recristalização.

O corte ou apartamento lateral da bobina de aço IF, processo estudado no presente trabalho, é feito na linha de decapagem contínua, que situa-se posteriormente à laminação quente conforme mostrado na Figura 8. Este processo depende desta temperatura de recristalização acima de 890°C, no caso da CSN, ajustado para 910°C, para que os grãos ferríticos estejam refinados.

Na laminação de tiras a quente de aços IF ao Ti a temperatura de bobinamento não é crítica como no caso dos outros aços utilizados para estampagem. Nestes aços o N se combina com o Ti para formar TiN em temperaturas elevadas, superiores a 1300°C, não ocorrendo a formação de AlN, tanto no bobinamento como no recozimento posterior a laminação a frio. Com isto não há um comprometimento significativo da ductilidade do produto final (MARTINS, 1998).

Tabela 3 – Temperatura crítica (°C) do aço IF-Ti da Figura 9 (Tabela modificada de NAJAFI-ZADEH, 1992).

Aço	T _{nr} - chapas - 30 seg entre passes	T _{nr} - tiras - 2 seg entre passes	Ar3	Ar1
IF-Ti	----	1000 > T _{nr} > 960	890+5	860+5

O diagrama da Figura 10 (ALAOUA, 1994) pode ser interpretado da seguinte maneira: durante a fabricação do aço e o lingotamento contínuo (Temperatura > 1500°C), o Ti e N, que têm uma afinidade química muito grande, formam nitreto de titânio (TiN). O TiN é um composto muito estável e não se decompõe durante os tratamentos subsequentes do aço. Nos aços que têm um teor de carbono muito baixo e um pequeno excesso de Ti após a precipitação do TiN, o reaquecimento das placas acima de 1200°C ocasiona a formação de sulfetos de titânio (Ti(1-x)S). Estes sulfetos apresentam baixa estabilidade e se decompõem durante a laminação a quente (900 < T < 1200°C) e bobinamento (600 < T < 700°C) formando Ti₄C₂S₂. O Ti₄C₂S₂ retira o carbono da austenita e limita a fina precipitação de TiC que pode ocorrer durante o bobinamento do aço (HUA, 1997; CARABAJAR, 2000). Durante o recozimento do aço na temperatura de 800°C após laminação a frio, este composto pode se decompor formando o composto ternário TiFeP cuja estabilidade é maior do que a dos sulfetos e carbonetos.

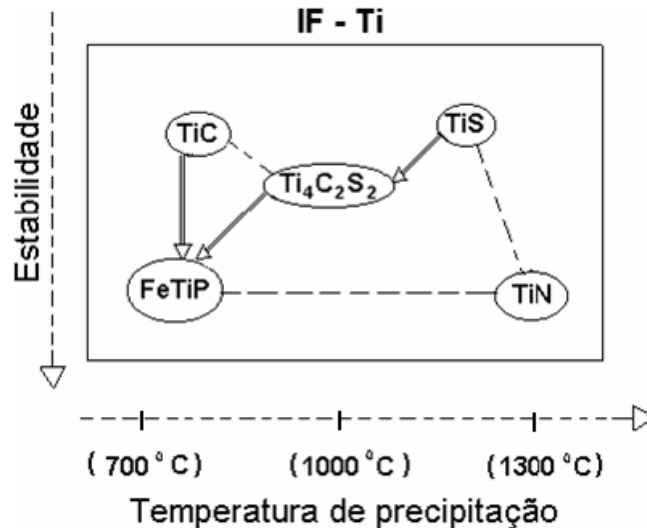


Figura 10 - Diagrama esquemático ilustrando a estabilidade e a temperatura de precipitação de vários compostos de Ti em um aço IF ao Ti (ALAOUA, 1994).

2.2 PROCESSO DE CORTE DOS AÇOS

2.2.1 TEORIA DE CORTE DOS AÇOS

O corte é um processo que envolve forças cisalhantes de magnitude suficiente para romper o material no plano de cisalhamento (DIETER, 1981).

Neste processo, uma chapa metálica é intensamente deformada plasticamente até o ponto em que se rompe nas superfícies em contato com as lâminas, ou seja, as navalhas circulares no caso do trabalho em questão. A fratura propaga-se ao longo da espessura da tira até completar o processo de corte. A espessura que deve ser penetrada pela navalha circular a fim de produzir o corte total está diretamente relacionada com a ductilidade do metal. A penetração é apenas uma fração pequena da espessura da tira para materiais frágeis, enquanto para materiais dúcteis pode ser ligeiramente maior do que a espessura (DIETER, 1981), gerando a rebarba pelo arraste de material por meio da navalha (AZEVEDO, 1988).

A chapa de aço que se encontra entre as navalhas circulares (etapa 1 na Figura 11), sofre a penetração por parte das navalhas, as quais estão aplicando uma força compressiva (etapa 2 na Figura 11). Quando esta força excede o limite de resistência da chapa de aço, esta chapa separa-se (etapa 3 na Figura 11). A penetração é comumente chamada de corte (*nick*) e a separação é chamada de fratura (*break*) (ASKO, 1995).

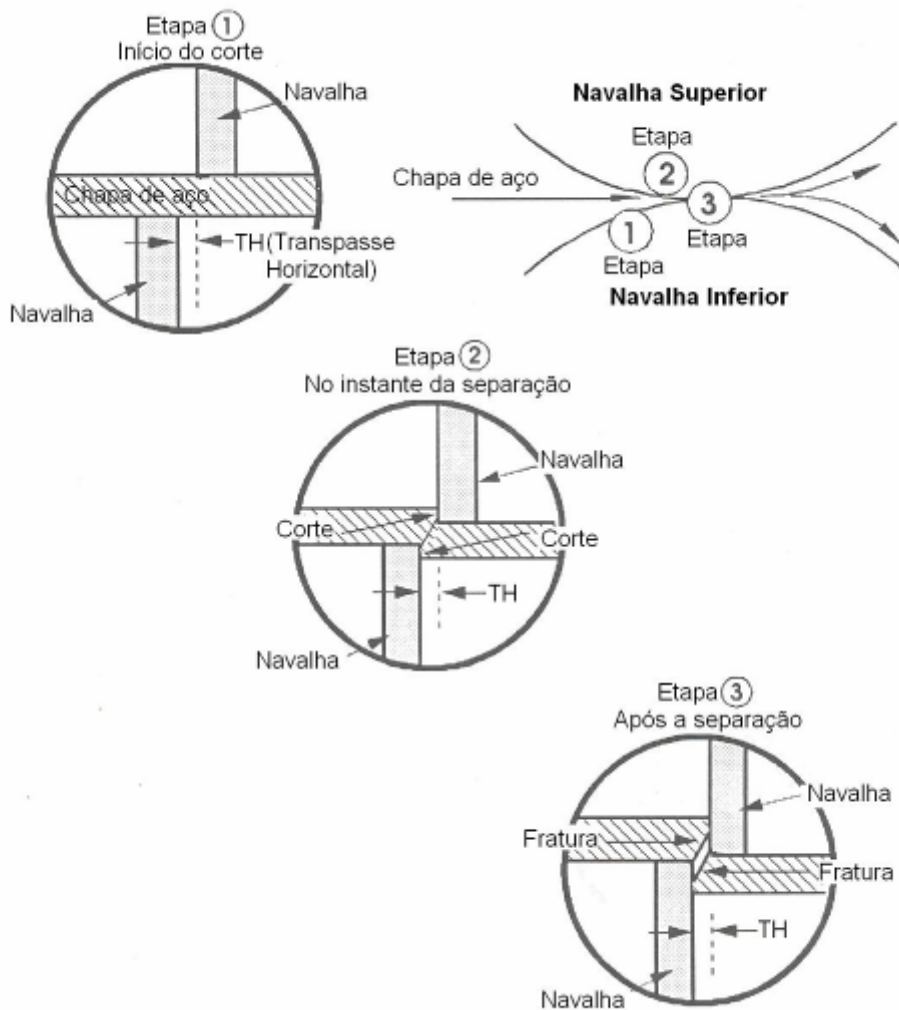


Figura 11 – Ação progressiva da navalha circular no corte do aço

2.2.2 PERFIL DE CORTE

Em todos os processos de corte ocorrem três estágios principais com respeito aos mecanismos de deformação e corte. O primeiro estágio de deformação elástica resulta numa pequena deformação por dobramento da tira. Com as tensões aplicadas no material alcançando o limite de resistência, uma zona de deformação plástica é formada na tira, onde pequenas trincas iniciam com a continuidade do processo de corte ao longo do material. Subseqüentemente, estas trincas crescem de tamanho e coalescem, causando a separação final do material por fratura dútil. Este fenômeno de trinca por fratura dútil nos metais e ligas é complexo e depende de fatores macroscópicos tais como transpasses, planicidade da navalha, material da navalha, geometria da navalha, temperatura de corte, força da navalha, etc. bem como da microestrutura do material que está sendo cortado (AZEVEDO, 1988; DIETER, 1981).

O maior problema com este processo está concentrado na qualidade de corte da borda do material, devido à formação da rebarba. Vários parâmetros de processo como o transpasse horizontal (TH) ou folga entre as navalhas, o transpasse vertical, a velocidade da tira, a tensão da tira, etc. determinam esta qualidade do processo de corte. A folga entre as navalhas é a distância entre a navalha superior e a inferior na direção horizontal, enquanto o transpasse vertical (TV) é a distância entre as navalhas superior e inferior no sentido vertical (LI, 2005).

No processo de corte de uma chapa ou tira de aço com navalhas, o material pode apresentar no perfil de corte quatro zonas ou regiões distintas como mostra a Figura 12 (ASKO, 1995; AZEVEDO, 1988; LI, 2005):

A – Zona de deformação (*rollover depth*) – um canto arredondado no contorno com um dos lados planos da chapa, que corresponde à deformação do material por dobramento no regime plástico.

B – Zona de penetração brilhante ou corte (*nick* ou *burnish depth*) – uma faixa brilhante ao redor de todo o contorno de corte, com espessura constante e que corresponde a região que sofreu corte.

C – Zona de fratura ou separação (*fracture depth* ou *break*) – uma faixa irregular cinza fosca devido à microcavidades formadas (*dimples*), levemente inclinada, que corresponde ao trecho onde ocorreu a fratura, visto que a área útil resistente vai diminuindo até que se dê a separação total das partes.

D – Rebarba (*burr*) – parte do material que é arrastado pela ferramenta de corte, permanecendo aderido a borda. Esta rebarba caracteriza um corte lateral irregular nas tesouras laterais da decapagem, o que normalmente não deveria estar presente.

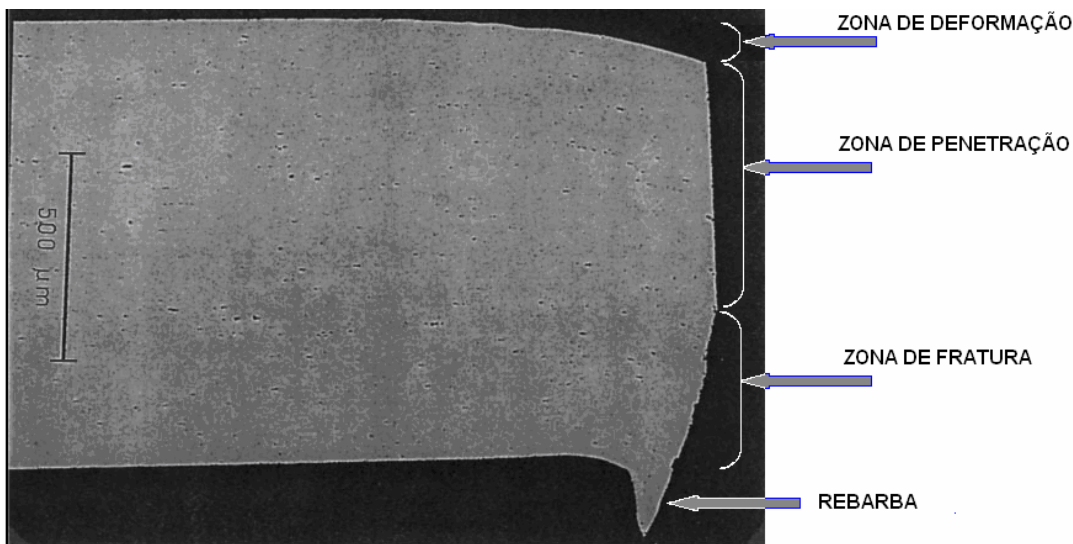


Figura 12 – Micrografia ótica da seção transversal da amostra cortada. Demonstra como ocorre o processo de aparamento lateral com navalhas circulares (modificada de LI, 2000 1).

A qualidade e o aspecto de corte podem ser afetados pela força exercida pela ferramenta de corte (navalha circular), ajustes de TV e TH, propriedades mecânicas do aço, velocidade da ferramenta de corte, espessura do material, lubrificação da ferramenta de corte, aço-ferramenta da navalha circular e o uso de um dispositivo auxiliar denominado *push-up roll* (ASKO, 1995).

2.2.3 MODELAGEM DO PROCESSO DE CORTE

Pesquisas nesta área de corte iniciaram por volta de 1950 e o trabalho de Chang and Swift foi o pioneiro dos estudos experimentais sistemáticos no assunto (LI, 2005). Extensivos trabalhos experimentais e analíticos foram realizados por Atkins nesta área. Zhou e Wierzbicki desenvolveram um modelo de zona de tensão (ATKINS, 1990; ZHOU, 1996), enquanto o trabalho experimental de Li focou na formação da rebarba e micromecanismos de deformação e fratura durante o processo de corte (LI, 2000 2)

Estudos numéricos neste assunto foram realizados progressivamente nas últimas duas décadas. O maior desafio nestas simulações está na previsão do dano e da fratura. Os modelos são usados para examinar a influência do efeito dos parâmetros de processo na formação da rebarba e recomendar o processo mais adequado. A fratura dútil é modelada usando três diferentes modelos, chamados de modelo Tvergaard-Gurson, modelo de falha por corte e o modelo de Cockcroft-Latham. Sua efetividade na modelagem do processo de corte da borda do material é obtida por meio da comparação com experimentos. Para validação do modelo de dano, os experimentos são conduzidos com processo de corte normal com navalhas do tipo bloco (navalhas retas). Experimentos macroscópicos com observações microscópicas são conduzidos para caracterizar o material quantitativamente e calibrar os modelos constitutivos e de dano.

Os modelos macroscópicos de dano são necessários para prever a propagação da fratura dútil que causa a separação do material. O principal mecanismo de iniciação da fratura dútil nos metais é a nucleação de vazios causados por empilhamento de discordâncias, trincas originadas em partículas de segunda fase devido à incompatibilidade da deformação com a matriz ou outras imperfeições. Para muitas simulações de operações de corte, o parâmetro de dano é calculado baseado na deformação plástica equivalente e algumas funções do tensor das tensões, isto é, triaxialidade da tensão, tensão hidrostática, tensões principais, etc. Uma breve descrição dos modelos de dano citados é dada a seguir:

O modelo Tvergaard-Gurson [LI, 2005] de nucleação, crescimento e coalescência de vazios é baseado no princípio da formação de vazios microscópicos e no crescimento de vazios existentes com o aumento da deformação plástica. O modelo sugerido por Cockcroft-Lathan (LI, 2005) determina a probabilidade da fratura a partir da deformação plástica, considerando o trabalho plástico para a falha. É assumido que o material sofre fratura dútil quando o parâmetro de dano atinge um valor crítico. O modelo de falha por corte usa a deformação plástica equivalente acumulada como um indicador de dano e prediz a ocorrência de falha quando o parâmetro de dano, que é a relação do incremento de deformação plástica equivalente pela deformação plástica na falha, excede a 1. Este modelo sugere que a falha pode ser uma função da taxa de deformação plástica, triaxialidade da tensão e temperatura.

A Figura 13 ilustra a modelagem do processo de corte segundo os três modelos citados. Esta modelagem foi baseada na simulação do processo de corte de uma liga de alumínio AL5182-H19 com limite de escoamento de 327 MPa e módulo de elasticidade de 64×10^3 MPa, onde o TH foi de 5% da espessura, 0,025 mm de raio da navalha e ângulo de inclinação da navalha de 0° . Foi realizado o teste com a liga AL5182-H19 no Alcoa Technical Center numa velocidade de corte de 5 m/s (30 m/min), onde as navalhas superior e inferior foram assumidas como um sistema rígido sem influência na qualidade de corte lateral. Três

modelos de dano foram considerados no estudo de Li (LI,2005) baseados em observações macroscópicas e microscópicas nestes experimentos com fratura dútil. Os testes confirmam que o modelo de falha por corte descreve o processo de corte com maior precisão. Os modelos de Tvergaard-Gurson e Cockroft-Latham não foram capazes de prever o perfil da superfície de corte observado no estudo experimental.

Segundo o modelo de Tvergaard-Gurson (Figura 13a), a separação esperada do material não ocorre e a propagação da trinca na direção de espessura é interrompida por conta do aumento muito pequeno da tensão hidrostática e da deformação volumétrica neste processo. Conclui-se que o modelo de Tvergaard-Gurson não é adequado para prever a separação do material em processos de corte.

O modelo Cockroft-Latham desenvolve a separação completa do material devido a propagação de trinca como mostrado na Figura 13b. Contudo, foram observadas diferenças significativas entre o perfil de corte obtido nas simulações e o perfil resultante dos experimentos. Além disso, as alturas das rebarbas obtidas nas simulações que usam o modelo Cockroft-Latham foram diferentes dos resultados experimentais obtidos com os diversos valores de transpasse horizontal, raio da navalha e ângulo de corte testados. Portanto, este modelo também foi considerado inadequado para o processo de corte.

A separação do material e a propagação de trinca foram previstas com sucesso no modelo de falha por corte. O perfil de corte simulado usando este modelo (Figura 13c) confirmou os resultados dos experimentos. Adicionalmente, as alturas de rebarba simuladas também estiveram de acordo com as observações experimentais. Isto confirma a conveniência do modelo de falha por corte para simulações de processo de corte.

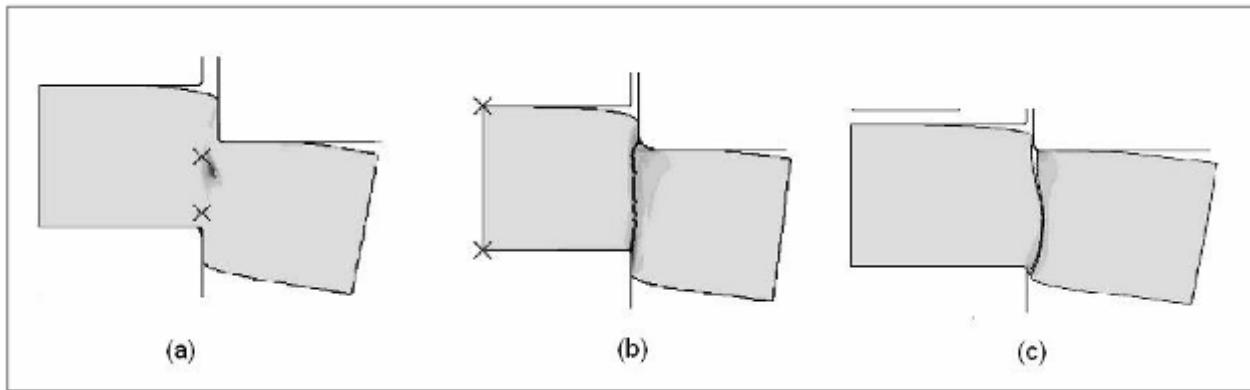


Figura 13 – (a) Contorno da fração volumétrica do vazio no modelo de Tvergaard-Gurson mostrando a trinca; (b) contorno da deformação plástica equivalente no modelo Cockcroft-Lathan; (c) contorno da deformação plástica da navalha no modelo de falha por corte (LI, 2005).

2.2.4 AJUSTES DE TRANSPASSE DAS NAVALHAS CIRCULARES

Quando o transpasse da navalha circular está correto e as navalhas por si estão com o fio de corte e propriedades mecânicas adequadas, obter-se-á um bom corte na borda no aço conforme Figura 14 (ASKO, 1995).

O transpasse horizontal (TH) ou folga das navalhas circulares da tesoura lateral é um dos fatores mais importantes. Esta folga proposta depende principalmente de:

- Espessura do aço;
- Limite de resistência do aço.

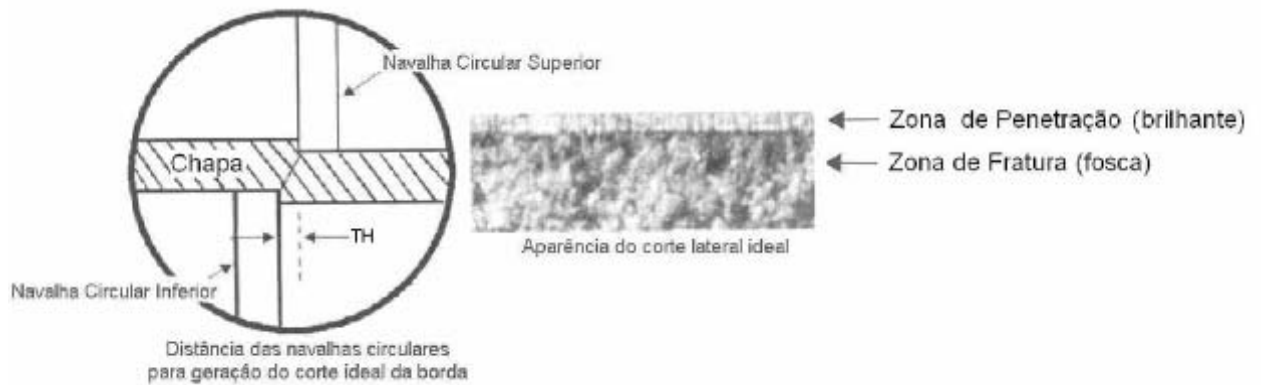


Figura 14 – Transpasse horizontal (folga) para produzir aparas laterais ideais (ASKO, 1995).

Outros fatores importantes que devem ser levados em conta quanto à escolha do TH (ASKO, 1995):

- A condição do equipamento, incluindo o paralelismo;
- A condição do cabeçote ou eixo;
- Deflexão do cabeçote ou eixo da tesoura lateral;
- Condição da ferramenta de corte, no tocante ao paralelismo, planicidade e ausência de trincas no fio de corte;
- Compensação dos parâmetros de regulação da tesoura lateral para ajustes dos transpasses, baseada na espessura e composição química do aço.

Quando as navalhas circulares são colocadas muito próximas, ou seja, com folga ou TH insuficiente, um arrancamento na diagonal é formado na aparas lateral no instante da separação. Como evidência, será verificada aparas ou limagem ao redor da máquina. Conforme mostrado na Figura 15, a aparas lateral resultante terá (ASKO, 1995):

- Profundidade do corte maior do que o normal;
- Um menor cisalhamento ou fratura do que o normal;

- Uma linha irregular entre as zonas de corte e fratura;
- Uma rebarba na parte inferior da borda da chapa de aço.

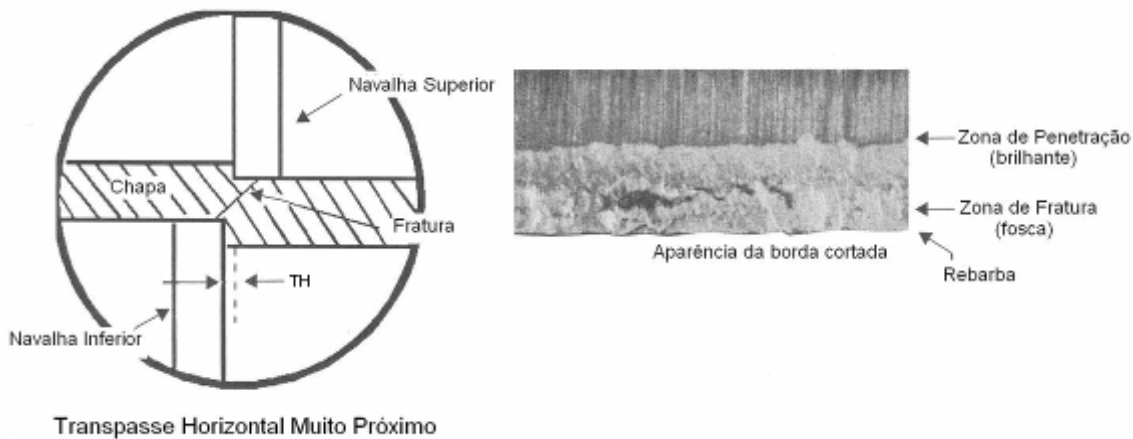


Figura 15 – Transpasse horizontal muito próximo gerando perfil de corte irregular com rebarba (ASKO, 1995).

Quando as navalhas circulares são ajustadas extremamente próximas (ver Figura 16), ocorrem normalmente duas fraturas na borda da chapa de aço. A borda resultante terá:

- Uma zona de penetração que se estende na maior parte da espessura da chapa de aço;
- Pequena ou nenhuma zona de fratura;
- Duplo corte;
- Uma linha de demarcação ondulada ou não existência da mesma;
- Excesso de rebarba.

Esta condição é extremamente crítica para as navalhas, para o aço e para o equipamento. Se esta chapa de aço aparada lateralmente nestas condições for laminada a frio,

resultará na formação de trincas na borda do material, o que se denomina na CSN de “serrilhado”. Como consequência da extrema aproximação das navalhas, as mesmas apresentarão desgaste prematuro do fio de corte e lascamento.

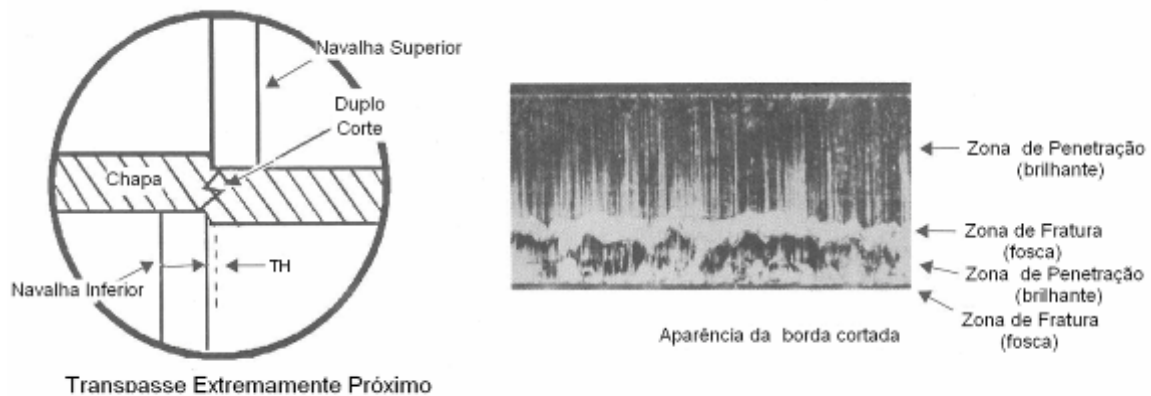


Figura 16 – Transbasse horizontal extremamente próximo com perfil de corte tendo aparência de corte duplo (ASKO, 1995).

Quando as navalhas são ajustadas muito distantes uma da outra, a chapa de aço cisalha ou rasga (ver Figura 17). A borda resultante terá (ASKO, 1995):

- Nenhuma presença da zona de penetração ou corte;
- Um amassamento forte no topo da chapa, zona de deformação acentuada;
- Uma rebarba forte no interior da chapa de aço.

De fato, as navalhas circulares são acionadas como matrizes de dobramento. Este excesso de folga é raro. Na maior parte das ocorrências, as navalhas são ajustadas próximas.

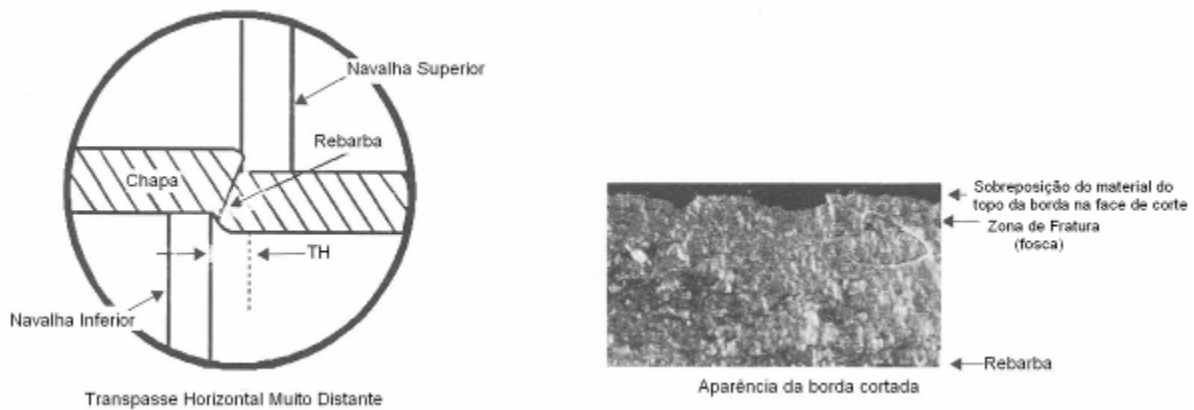


Figura 17 – Excesso de folga com perfil de corte com aparência de chapa amassada

A relação da posição vertical entre as navalhas superior e inferior, chamado de transpasse vertical (TV) ou *overlap* é outro fator importante quanto ao ajuste das navalhas circulares para garantia de um corte ideal. A distância vertical entre as navalhas depende da espessura da chapa de aço, do limite de resistência do aço e da condição do equipamento. A folga ou TH também é importante no ajuste do TV. Se a folga está muito próxima, mais abertura vertical será necessária para cortar a chapa de aço, o que leva a problemas neste corte (Figura 18) (ASKO, 1995).

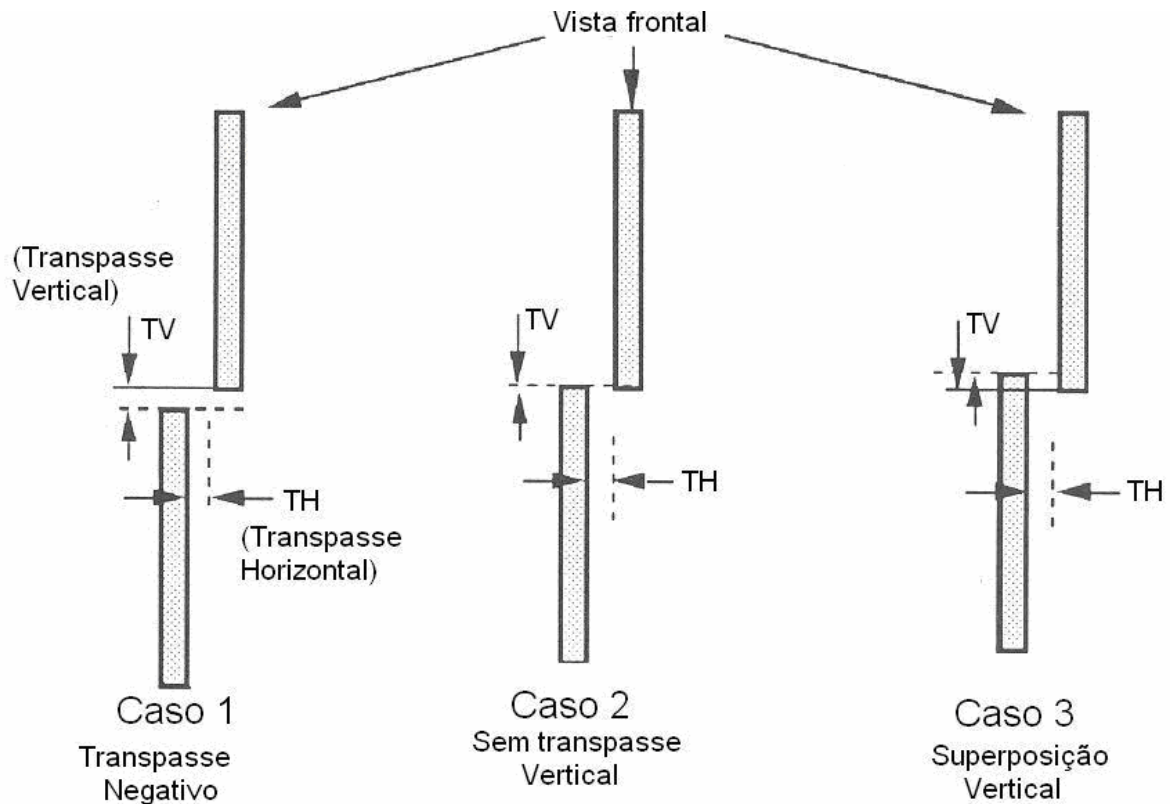


Figura 18 – Aberturas vertical e horizontal

O transpasse maior ou excessivo causa um diferencial entre a velocidade da chapa de aço e a velocidade linear da navalha até o ponto onde a chapa tem contato com a mesma. Quando a velocidade das navalhas circulares e a velocidade da chapa de aço não são iguais, há um aumento do aquecimento resultante da fricção entre as navalhas e chapa. Este aquecimento pode causar a perda do revenido das navalhas por fadiga térmica, o que resulta no desgaste da navalha. Este aquecimento por atrito também leva à fusão ou perda do fio de corte da navalha circular, o que é denominado *pick-up* (ASKO, 1995).

2.2.5 FERRAMENTA DE CORTE

Em aços ferramenta para trabalho a frio também se procura aliar as propriedades como dureza, resistência ao desgaste e tenacidade. Dentre os principais aços desta família destaca-se a série AISI D, na qual o aço Tipo D2 é o mais utilizado quando se deseja combinar suas propriedades de resistência com a tenacidade (MENDANHA,2003). Atualmente este aço ferramenta ainda é utilizado nas linhas de decapagem da CSN em Volta Redonda-RJ, porém, está sendo substituído pelo AISI A8 devido a sua melhor tenacidade ao impacto em serviço. Os mecanismos de falha de ferramentas de conformação a frio são os seguintes (YOSHIDA, 2003):

- Desgaste – podendo ser “desgaste abrasivo”, isto é, a ferramenta de corte sofre danos na superfície (ranhuras) causados por partículas como óxidos ou carbonetos ou “desgaste adesivo”, isto é, tem origem na micro-soldagem que ocorre entre a superfície da ferramenta e a chapa;
- Lascamento – causado por baixa resistência a fadiga de baixo ciclo, gerando micro trincas na superfície de trabalho da ferramenta;
- Deformação plástica – ocorre quando o limite de escoamento do aço ferramenta é “localmente” atingido e excedido;
- Trinca catastrófica – é gerado pela propagação de trincas instáveis, pré-existentes na superfície da ferramenta;
- Caldeamento – é causado pela adesão de partículas da chapa de aço com dureza baixa e extremamente adesiva na superfície da ferramenta.

A despeito de sua elevada resistência ao carregamento e ao desgaste, a tenacidade do aço ferramenta AISI D2 desempenha um papel importante, principalmente em operações de corte. Os ciclos de tratamentos térmicos especificados pelo fornecedor da ferramenta de corte

e empregados na CSN são eficientes para atingir uma dureza na faixa de 58 – 60 HRC, conforme mostra a Tabela 4, referente aos aços AISI D2 e AISI A8. A tenacidade dos aços ferramenta séries A e D são sensíveis não apenas à dimensão inicial da barra e, portanto à sua morfologia, tamanho e distribuição dos carbonetos ledeburíticos, mas também ao ciclo de tratamento térmico utilizado. Ou seja, a dureza não pode ser utilizada como único parâmetro para a seleção de tratamentos térmicos quando a tenacidade é um requisito importante de desempenho (MENDANHA, 2003).

Tabela 4 - Tratamento Térmico do aço-ferramenta AISI D2 e AISI A8

Tipo	Temperatura de pré-aquecimento °F (°C)	Temperatura de Austenitização, °F (°C)			Meio para Têmpera	Temperatura de Revenimento °F (°C)
		Banho de sal	Forno de atmosfera controlada	Tempo de austenitização (minutos)		
A8	1450 (788)	1825 (996)	1850 (1010)	5-15	Ar	950 (510)
D2	1500 (816)	1825 (996)	1850 (1010)	10-20	Ar	400 (204)

2.2.5.1 COMPARAÇÃO DO AÇO FERRAMENTA AISI D2 VERSUS AISI A8

A introdução do aço ferramenta AISI A8 no processo de corte ou aparamento lateral nas linhas de decapagem contínua 3 e 4, pode ser verificado através das curvas de revenimento (Figura 19 e 20) e da Tabela 5, onde o seu melhor desempenho quanto à tenacidade em relação ao AISI D2 é notado. Apesar do bom desempenho que o aço AISI D2 apresenta em serviço quanto à tenacidade, durante os testes do aço AISI A8 na linha de decapagem contínua da CSN, ocorreu um aumento de aproximadamente 100% na vida útil das navalhas circulares no processo de aparamento lateral. Este aumento pode ser creditado ao fato de o aço AISI A8 apresentar tenacidade superior ao AISI D2, tendo sido verificado que as trincas com conseqüente quebra nas arestas de corte das navalhas foram reduzidas drasticamente. À medida em que o estoque das navalhas do aço AISI D2 na CSN for se reduzindo, novas aquisições do aço AISI A8 serão realizadas.

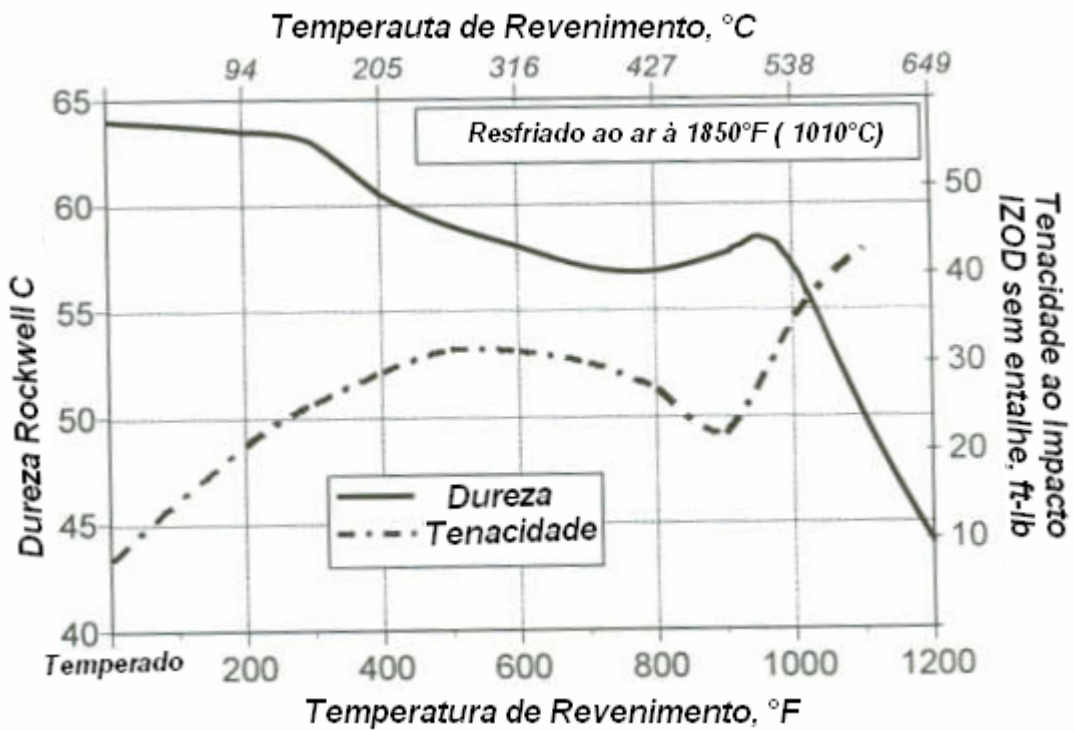


Figura 19 - Curva de Revenimento do aço ferramenta AISI D2 (LATROSTEEL)

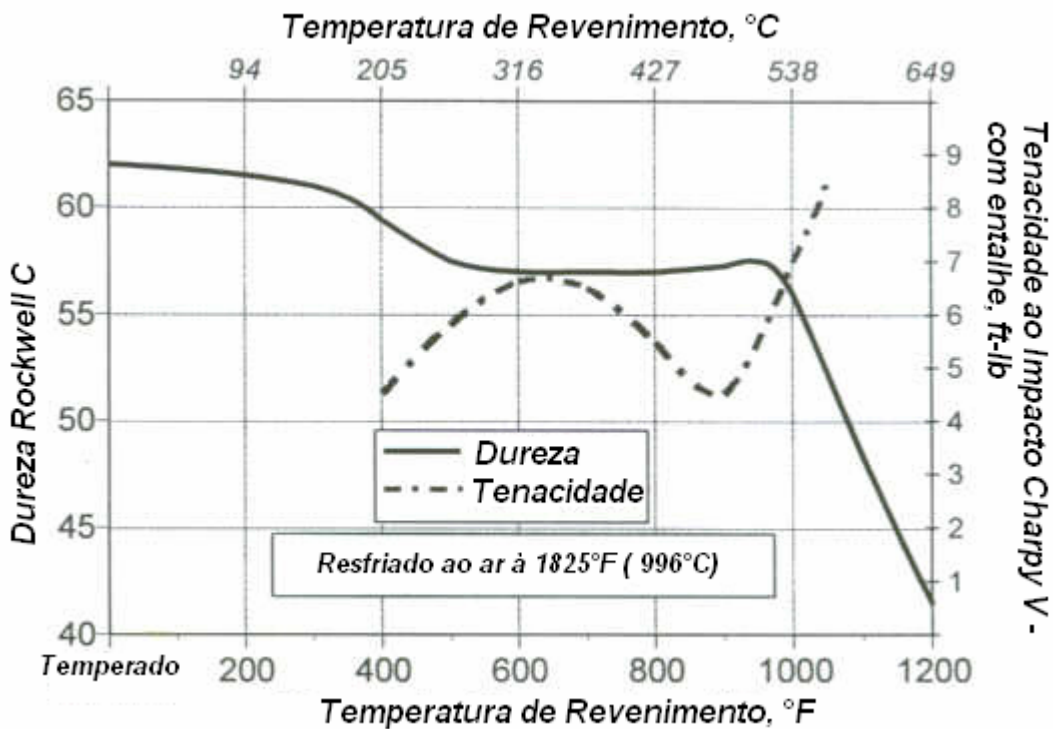


Figura 20 - Curva de Revenimento do aço ferramenta AISI A8 (LATROSTEEL)

Tabela 5 – Comparação das propriedades dos aços AISI A8 e AISI D2 (Tabela modificada de LATROSTEEL)

<i>Grupo</i>		<i>Alto carbono, alto cromo</i>	<i>Média liga, endurecido ao ar</i>
<i>Tipos</i>		<i>AISI D2</i>	<i>AISI A8</i>
<i>Identificando os elementos da composição química (%)</i>	C	1,50	0,55
	Mn
	Si
	W	...	1,25
	Mo	1,00	1,25
	Cr	12,00	5,00
	V	1,00	...
	Co
	Ni
<i>Faixas relativas das propriedades A = (maior valor ; E (menor valor)</i>			
<i>Características no tratamento térmico</i>	<i>Profundidade de endurecimento</i>	A	A
	<i>Resistência a descarbonetação</i>	B	B
	<i>Estabilidade da forma no tratamento térmico</i>	A	A
<i>Propriedades em serviço</i>	<i>Usinabilidade</i>	E	D
	<i>Dureza ao rubro</i>	C	C
	<i>Resistência ao cisalhamento</i>	B/C	C/D
	<i>Tenacidade</i>	E	C

A presença de austenita retida e o efeito do endurecimento secundário são os fatores microestruturais que colaboram para explicar os resultados de tenacidade obtidos nos aços ferramenta utilizado para o processo de corte (OKOFAROR, 1987; KARAGOZ, 1987). A literatura cita a austenita retida como sendo uma fase benéfica para a tenacidade, pela possibilidade de atenuar a propagação da trinca, mas não relaciona uma fração ótima desta fase (THELNING, 1984 ; OKORAFOR, 1987). Por outro lado, nos aços de alta liga, a tenacidade é mínima na região do pico de endurecimento secundário, por conseqüência da máxima precipitação e endurecimento, aumentando para temperaturas superiores de revenimento (OKORAFOR, 1987; BERNS, 1989). Portanto, o comportamento quanto à

tenacidade deve ser composto pelo balanço entre o peso destas duas variáveis simultaneamente (MENDANHA, 2003).

2.2.6 EMPREGO DO *PUSH-UP ROLL*

O desenvolvimento do dispositivo denominado *push-up roll* (Figura 21) (MATSUDA, 1989) teve como objetivo aperfeiçoar o corte lateral dos aços IF, pois os mesmos apresentavam corte irregular durante o processo de aparamento lateral. O *push-up roll* tem a função de empurrar a apara lateral contra a navalha superior como mostra a Figura 21, garantindo a estabilidade da chapa na região de corte da mesma, evitando a variação do corte ao longo do comprimento da chapa de aço. Um fator muito importante na utilização do *push-up-roll* é o seu controle de força ou pressão, o qual deve estar adequado ao material, no caso, o aço IF que está sendo cortado, para que sua força seja a mínima necessária para manter a borda da chapa tensionada contra a navalha circular superior, evitando a variação do corte com conseqüente formação de rebarba. Na Figura 22 são apresentados os esquemas do corte lateral da chapa de aço com e sem o emprego do *push-up-roll*.

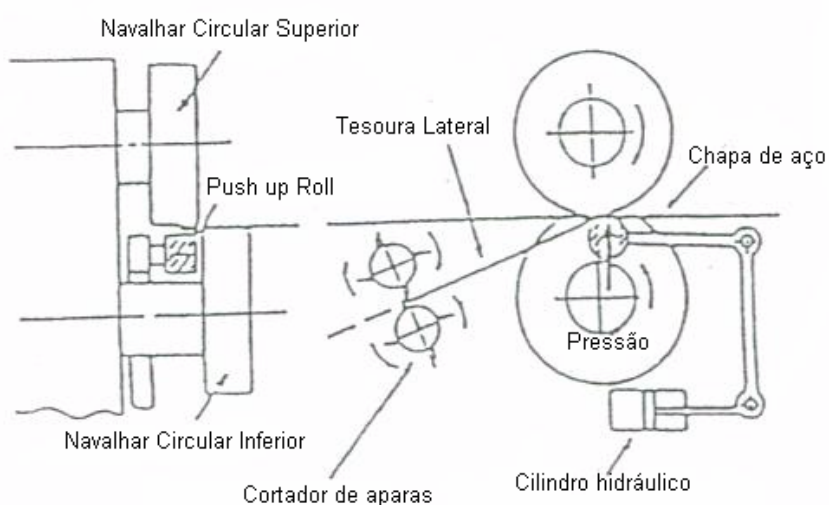


Figura 21 – Tesoura Lateral e cortador de aparas com o *push-up-roll* (MATSUDA, 1989)

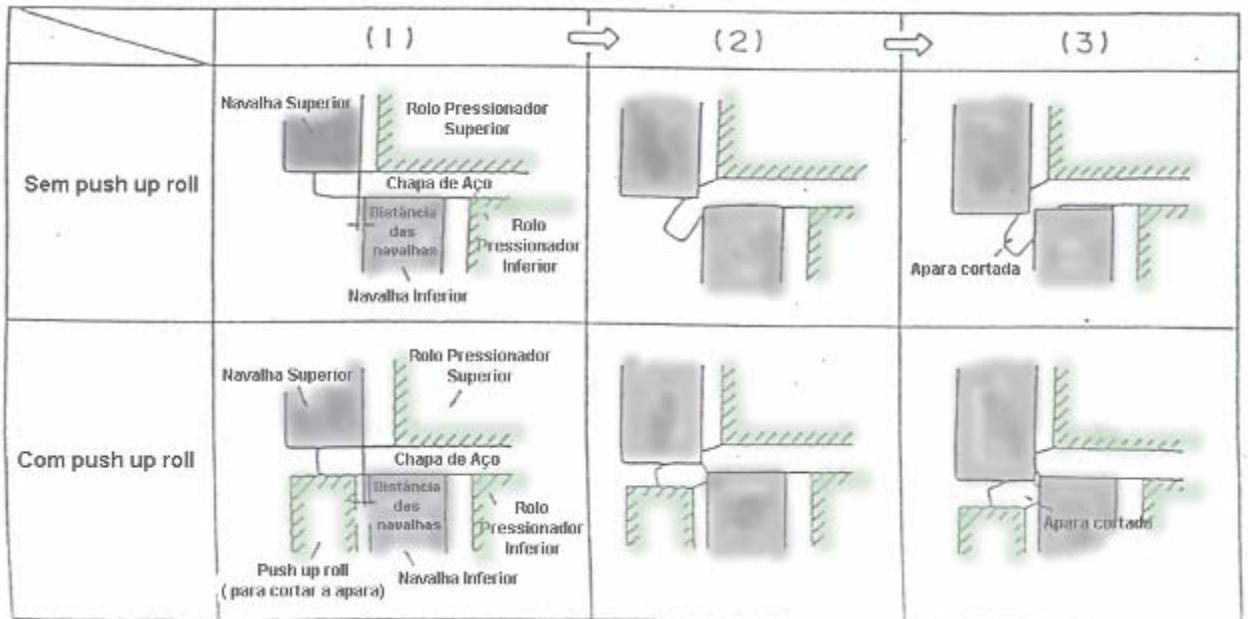


Figura 22 – Esquema do corte lateral com e sem o uso do *push-up-roll* (MATSUDA, 1989).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 MATERIAL

Com foco no segmento automobilístico, foram desenvolvidas várias especificações de aços livres de intersticiais (IF) na CSN, e a especificação do aço que motivou essa proposta de trabalho, foi o aço IF-Ti, o qual possui a composição química apresentada na Tabela 6. Conforme a norma NBR5915/03 a faixa do limite de escoamento (LE) é de 140 a 200 MPa e o limite de resistência (LR) é de 270 a 350 MPa para os aços IF-Ti.

Tabela 6 - Faixa de Composição típica do aço IF-Ti (% peso)

C	Si	Mn	P	Al	N	Nb	Ti	S
0,000- 0,004	0,04- 0,08	0,2- 0,26	0,00- 0,02	0,02- 0,045	0,000- 0,0045	0,000- 0,005	0,008- 0,022	0,00- 0,02

3.2 MÉTODOS

3.2.1 MONITORAMENTO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO NA LAMINAÇÃO A QUENTE DO AÇO IF-Ti

Considerando que a faixa de temperatura para laminar o aço IF-Ti é muito pequena e crítica durante o processo de laminação a quente deste aço, foi elaborada uma planilha de acompanhamento da temperatura de acabamento final, de forma a garantir que o aço foi laminado dentro das regiões de temperatura estabelecidas, as quais são definidas por meio do diagrama de fases Fe-C [ASM, 1992] da Figura 7. Durante o trabalho, a temperatura de saída FDT (*Finishing Delivery Temperature*) do trem acabador do laminador de tiras a quente foi monitorada ao longo do comprimento da bobina, como mostra a Figura 23, de forma a garantir que estivesse com o valor mínimo de 909°C (Ar3) e máximo de 969°C, conforme a

Tabela 7, permitindo a laminação dentro da região monofásica austenítica com geração de grãos ferríticos refinados com tamanho variando entre 13 a 15 μ m ou número 9,0 a 9,5 de acordo com a norma ASTM E 112, os quais minimizam o risco de formação de rebarba durante o processo de corte lateral em função da ausência de grãos ferríticos grosseiros.

Como exemplo, através da planilha de acompanhamento, ora denominada Tabela 7, pode-se vincular ou correlacionar o lote da bobina que foi laminada a quente, com seu parâmetro de temperatura de acabamento final (FDT) associada às amostras coletadas nas linhas de decapagem contínua 3 e 4. Os lotes são identificados com um número interno gerado pelo sistema de controle da produção da empresa, o qual tem uma interface de comunicação com os sistemas que supervisionam os processos da laminação a quente e decapagem. Com isso, todas as informações das bobinas processadas no laminador de tiras a quente podem ser obtidas e vinculadas com as variáveis do processo de decapagem destas mesmas bobinas. Isto garante a rastreabilidade dos lotes laminados dentro da empresa.

O desenvolvimento do monitoramento da FDT para os aços IF neste trabalho foi extremamente importante, pois permitiu eliminar influências microestruturais e de propriedade mecânica da matéria-prima laminada a quente no processo de corte. Este parâmetro até então não era considerado durante o processo de corte, o que prejudicava a correta identificação das causas de algumas ocorrências de corte irregular.

Tabela 7 – Planilha de acompanhamento da temperatura de acabamento final (FDT) do aço IF-Ti

Amostra	Lote	FDT mín (°C)	FDT máx (°C)	FDT real (°C)
XY	A	909	969	946,69 a 950,4

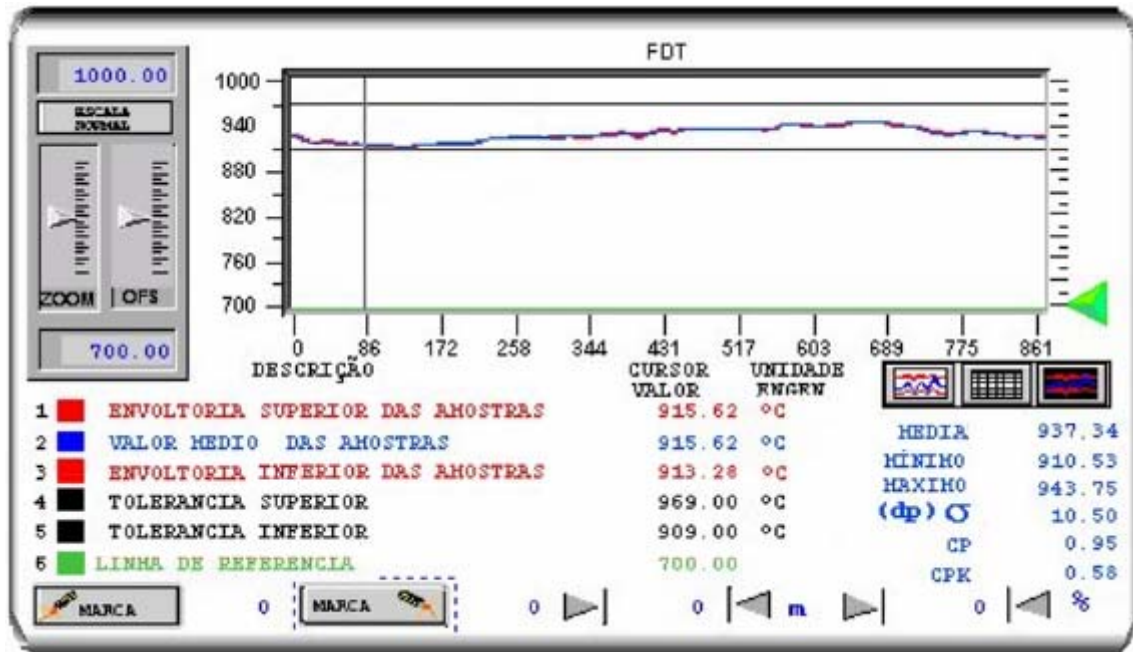


Figura 23 – Gráfico da temperatura de acabamento final (FDT) do laminador de tiras a quente da CSN

3.2.2 TESTES INICIAIS DO PROCESSO DE CORTE DO AÇO IF-TI NA TESOURA LATERAL

Durante os testes iniciais para avaliação da condição do corte lateral do aço IF-Ti com espessura de 3,50mm, foram fixados os valores de transpasse horizontal e vertical em 0,60mm e 0,15mm respectivamente conforme a Tabela 9, além da utilização ou não do *push-up roll* de acordo com a Tabela 10. Os valores de transpasse na tesoura lateral adotados para o corte do aço IF estão de acordo com os ajustes aplicados no equipamento desde o *start-up* do mesmo, onde o fabricante do equipamento, a Danieli Wean, forneceu referências de ajuste, as quais foram adaptadas para os tipos de aço produzidos na CSN. A rigidez do equipamento (tesoura lateral) e da navalha circular foi de suma importância nestes testes para garantia da não variação dos ajustes ou transpasses definidos para esta etapa. Na tesoura lateral, tanto o paralelismo como as folgas do cabeçote e eixo, não excederam a 0,001mm conforme projeto

do equipamento, enquanto na navalha circular, o paralelismo e a planicidade não excederam a 0,01mm.

Para identificação das amostras obtidas para este trabalho, foi criada uma numeração, onde o primeiro número é referente à posição da amostra. As amostras iniciadas por número ímpar designam a posição inicial da bobina ou lote, enquanto as iniciadas pelo número par são relativas à posição final da bobina ou lote. Já o segundo número é referente ao lado da amostra, ou seja, para o lado operador, usa-se o número 1, e para o lado motor, usa-se o número 2.

Para a coleta das amostras, foram selecionados previamente dois lotes de bobinas laminadas a quente do aço IF-Ti com 3,50mm de espessura, os quais foram denominados A e B (Tabela 9), onde os parâmetros da matéria-prima, tais como a temperatura de acabamento final (FDT), o LE, o LR e tamanho do grão ferrítico foram verificados de acordo com a especificação do aço IF-Ti e apresentados na Tabela 8. Na Tabela 9 pode-se verificar as condições de processo para realização do corte lateral do aço IF-Ti na linha de decapagem.

Tabela 8 – Parâmetros da matéria-prima (IF-Ti) para o corte lateral

Parâmetros da matéria-prima			
LE (MPa)	LR (MPa)	TG (mm)	FDT (°C)
140 a 200	270 a 350	13 a 15	909 a 969

Tabela 9 – Condição do processo de corte lateral do aço IF-Ti

Processo de Corte					
Tesoura Lateral	Cabeçote	TV (mm)	TH (mm)	Velocidade (m/min)	Campanha da Navalha (t)
1	B	0,15	0,60	30 a 457	5000 (máx)

Foram retiradas 4 amostras de cada um dos lotes definidos para o teste de corte lateral do aço IF-Ti da seguinte forma:

a) o lote A, teve duas regiões de amostragem, uma no início, onde as amostras foram identificadas com o número 1.1 para a borda da chapa do lado operador e 1.2 para a borda do lado motor. No fim do lote A, as identificações foram 2.1 para o lado operador e 2.2 para o lado motor. Somente a amostra 2.1 não utilizou o *push-up roll*.

b) o lote B, teve também duas regiões de amostragem, uma no início, onde as amostras foram identificadas com o número 3.1 para a borda da chapa do lado operador e 3.2 para a borda do lado motor. No fim do lote B, as identificações foram 4.1 para o lado operador e 4.2 para o lado motor. Somente a amostra 3.1 não utilizou o *push-up roll*.

As 8 amostras, ou seja, 1.1, 1.2, 2.1, 2.2, 3.1, 3.2, 4.1 e 4.2 foram cortadas paralelamente a borda da chapa seguindo as cotas de 10 mm, 20 mm, 50 mm, 100 mm e 600 mm para realização da análise do perfil de corte, microestrutura e propriedades mecânicas do aço IF-Ti.

A partir das amostras coletadas foram preparados corpos-de-prova de tração da região de corte do material segundo a norma ASTM E 8M, e estes corpos de prova foram ensaiados na máquina de ensaio de tração MTS 810.23M da EEL/USP para avaliação dos limites de escoamento e resistência. Estes resultados foram comparados com os valores definidos para os aços IF segundo a norma NBR5915/03.

Com relação à superfície de corte, cada amostra devidamente preparada, foi observada ao estereoscópio com aumento de 25 vezes para identificação da região de corte para posterior análise no MEV. Em seguida, foi feita a avaliação do perfil de corte de cada amostra no microscópio ótico com 25 vezes de aumento para verificar a presença de trincas e rebarba na borda do material após o processo de corte. Finalmente, foi ampliada em 500 vezes

no MEV cada zona referente à região de corte, dividindo-as em zona de corte (penetração da ferramenta de corte), centro (interface entre corte e fratura) e fratura (cisalhamento).

Tabela 10 – Condição da amostragem dos lotes do aço IF

Amostra	Lote	Posição	Lado	Uso do push-up roll
1.1	A	Início	Operador	Sim
1.2	A	Início	Motor	Sim
2.1	A	Fim	Operador	Não
2.2	A	Fim	Motor	Sim
3.1	B	Início	Operador	Não
3.2	B	Início	Motor	Sim
4.1	B	Fim	Operador	Sim
4.2	B	Fim	Motor	Sim

As amostras dos lotes A e B foram obtidas nas velocidades de processo da ferramenta de corte conforme Figura 24, onde o gráfico em questão destaca a velocidade exata em que cada amostra foi retirada.

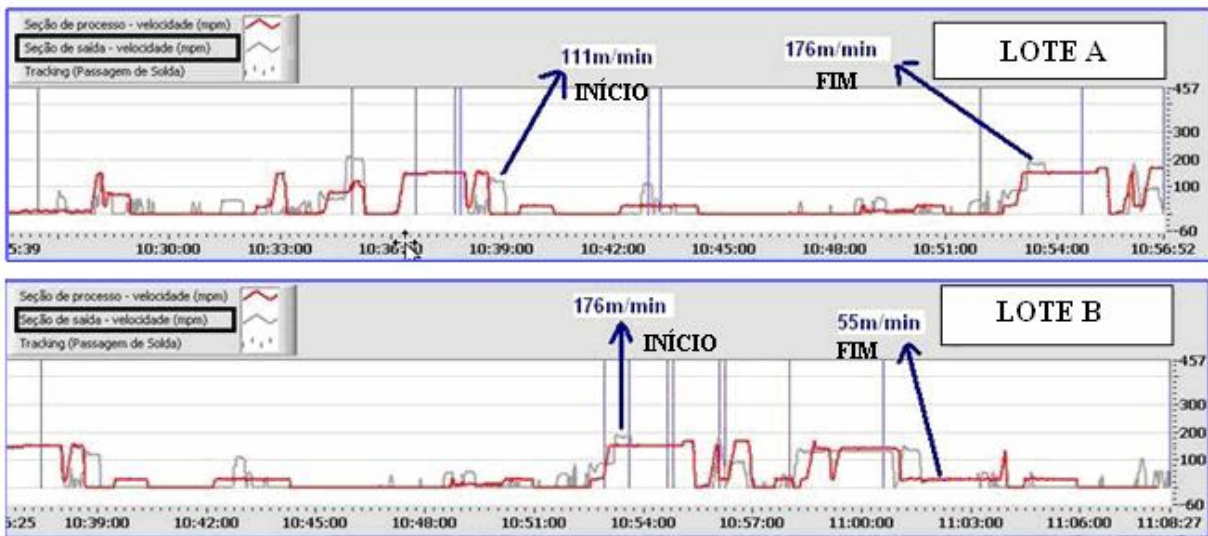


Figura 24 - Gráfico de velocidade na seção de saída da decapagem, destacando as velocidades de corte lateral do aço IF-Ti.

3.2.2.1 – TESTES EM LABORATÓRIO PARA AVALIAR O EFEITO DA VELOCIDADE DE CORTE

As primeiras tesouras laterais possuíam um motor que acionava o eixo de rotação das navalhas circulares, porém, ocorria com frequência a falta de sincronismo da velocidade da navalha circular em relação à velocidade da chapa, sendo esta última ditada pelo acionamento dos rolos tensores. Quando a velocidade da navalha era menor que a velocidade da chapa, a navalha gerava corte irregular pelo atrito excessivo da navalha na borda da chapa de aço, pois esta freava o movimento avante da chapa, aumentando o atrito entre a face da chapa e a face da navalha. Ao contrário, ou seja, quando a velocidade da navalha excedia a da chapa, a aparadora era deslocada para fora da canaleta que a guiava para picotamento e sucateamento, ocasionando formação de rebarba pela parada do equipamento e remoção forçada da aparadora não cortada adequadamente. Com isso, foram modificados todos os projetos de tesouras laterais no mundo, onde agora todas possuem sistema de cabeçote não motorizado, ou seja, a chapa aciona a navalha por arraste em virtude do atrito entre ambas. Com isso, pode-se

afirmar que a velocidade da linha está diretamente relacionada com a velocidade angular da navalha e, a velocidade de penetração da navalha pode ser estimada a partir da velocidade da linha.

Nos testes iniciais ocorridos nas linhas de decapagem, a velocidade de processo variou entre 55 m/min a 176 m/min. Vale ressaltar que o processo de aparamento lateral ocorre nas velocidades de 30 m/min a 457 m/min, situação inerente ao processo de decapagem, ou seja, a busca de um corte lateral que não gere formação de rebarba deve atender a esta condição de velocidade de processo.

Para verificar se a taxa de penetração da ferramenta de corte influenciava na qualidade, foi realizado um experimento em laboratório no qual se empregou uma ferramenta de corte conforme mostrado na Figura 25. Essa ferramenta de corte foi feita penetrar numa chapa de aço IF de 4,5 mm de espessura previamente cortada com 5 cm largura. Esse experimento foi conduzido num sistema servo-hidráulico MTS 810.23M com 250 kN de capacidade existente na EEL/USP. Na Figura 27, verifica-se o aparato experimental montado para realização do ensaio de simulação do corte lateral. Adotou-se o transpasse vertical de 0,15 mm e transpasse horizontal de 0,60 mm. Nesses experimentos, foram adotados os seguintes valores de velocidade de penetração: 0,3 mm/s, 3,0 mm/s, 30 mm/s e 300 mm/s, que correspondem à velocidade da linha de 0,3 m/s a 300 m/s, valores esses calculados previamente. Não foram usados valores maiores por limitação do equipamento. Na Figura 26 pode ser verificado os principais parâmetros para definição do ensaio na MTS 810.23M. Nestes experimentos, os resultados obtidos foram em termos da carga aplicada versus tempo. A intenção inicial era promover o corte das chapas e verificar se a qualidade da superfície se relaciona com a velocidade de penetração da ferramenta, verificando se para taxas mais baixas, com o conseqüente aumento da ductilidade do material, seria mais propício à

formação de rebarba. Na Tabela 11, pode ser verificada a correlação da velocidade do processo e da taxa do ensaio.

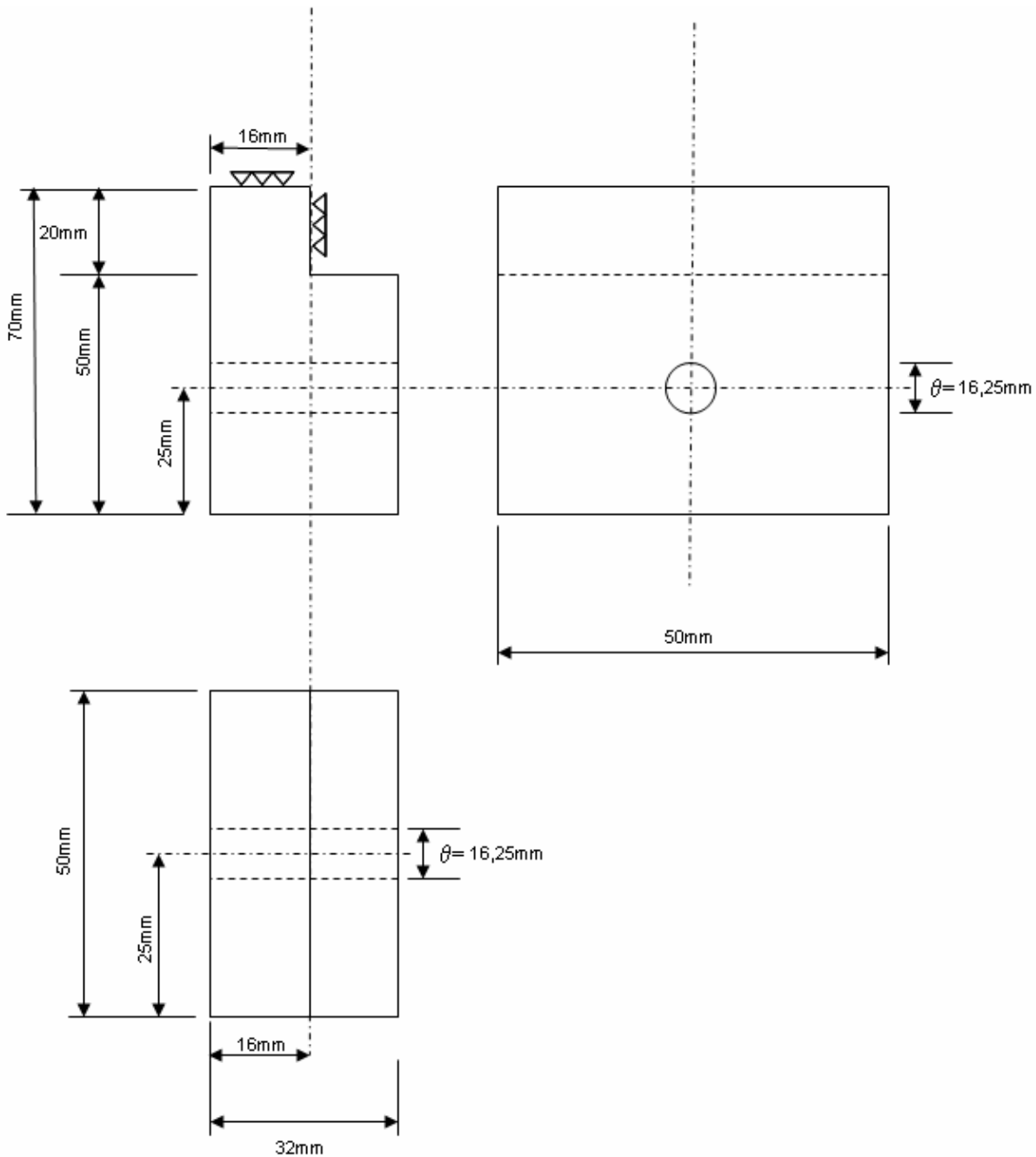


Figura 25 – Desenho da ferramenta de corte projetada para o experimento em laboratório.

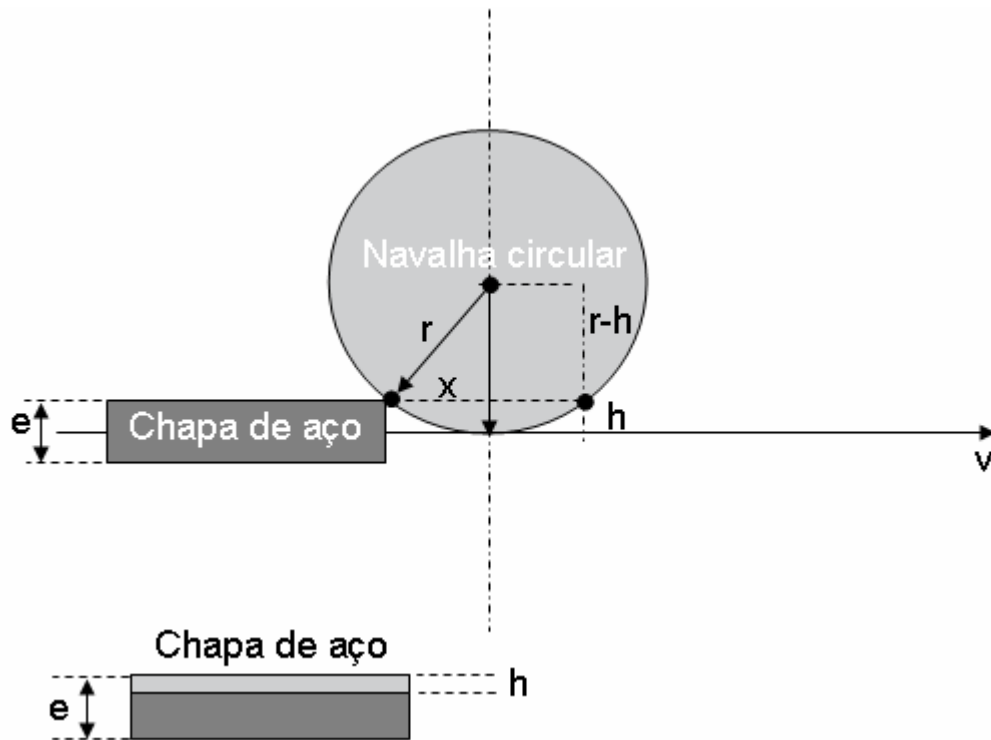


Figura 26 – Representação do processo de corte lateral

Onde:

$v \rightarrow$ velocidade da chapa

$e \rightarrow$ espessura da chapa de aço IF

$r \rightarrow$ raio da navalha circular

$h \rightarrow$ penetração da navalha na chapa de aço

$x \rightarrow$ distância horizontal percorrida entre os tempos t_0 e $t_{\text{máx}}$

Valores para ensaio:

$r=210$ mm

$e=4,5$ mm (espessura da chapa)

$h=1,5$ mm (33% de 4,5 mm)

Determinação de x :

$$r^2 = (r-h)^2 + x^2$$

$$x^2 = r^2 - (r-h)^2$$

$$x = [r^2 - (r-h)^2]^{1/2}$$

$$x = [(210)^2 - (208,5)^2]^{1/2}$$

$$x = 25,05$$
 mm

$$x = 0,02505$$
 m

Determinação das taxas (velocidades) do ensaio conforme Tabela 11:

Tabela 11 - Correlação da velocidade de processo *versus* taxa do ensaio

Velocidade do Processo (m/min)	Taxa do ensaio (mm/s)
0,30	0,30
3,00	2,99
30,00	29,94
300,00	299,40



Figura 27 – Foto com a amostra de aço IF posicionada na MTS 810.23M entre as ferramentas de corte.

3.2.3 CORREÇÕES NO FUNCIONAMENTO DO *PUSH-UP ROLL*

Através dos testes iniciais na tesoura lateral, foi constatado que o equipamento auxiliar para realização do corte lateral do aço IF, o *push-up roll*, apresentou deficiência de projeto, as quais impactaram na má qualidade do corte lateral quando utilizado este equipamento. O *push-up roll*, na tesoura lateral da linha de decapagem da CSN, é ajustado por meio do controle de pressão do fluido hidráulico, diferentemente de algumas aplicações que possuem o controle da força aplicada sobre a chapa (MATSUDA, 1989). Foi feita uma análise criteriosa deste equipamento, com vistas ao seu aperfeiçoamento. Alguns exemplos de deficiência do projeto do *push-up roll* são apresentados nas Figuras 28 e 29 e descritos a seguir em mais detalhes:

a) Verificou-se que o rolamento de apoio, também chamado rolo de leva, usado para pressionar a borda da chapa de aço contra a navalha superior, o qual possuía largura inferior ao da navalha circular, ocasionando a distribuição de carga irregularmente sobre a chapa conforme Figura 28, e causando o corte irregular na borda da chapa de aço;

b) falta de controle da pressão do *push-up roll*, variável esta, de extrema importância para garantir a função efetiva do equipamento. Este controle é feito por meio do CLP (controlador lógico programável) S7 – 400 da Siemens que abre ou fecha a válvula proporcional quando selecionada no painel pelo operador da tesoura lateral, garantindo uma pressão nominal de 0 a 142,8 bar;

c) O sistema de acionamento hidráulico do *push-up roll* com problemas em garantir a integridade das mangueiras de alimentação de óleo como mostrado na Figura 29, as quais não foram concebidas no projeto com proteção contra impacto da chapa de aço.

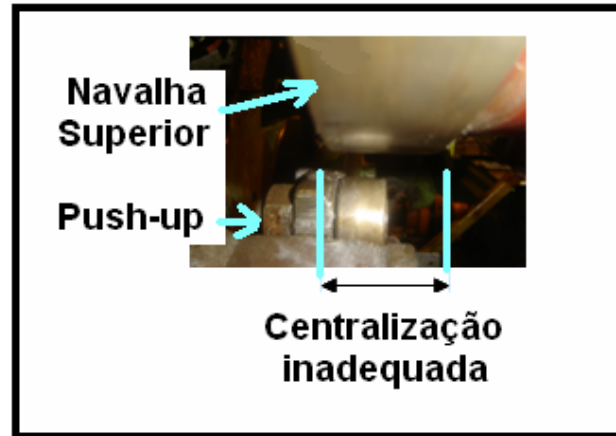


Figura 28 – Deficiência de centralização do *push-up roll*.



Figura 29 – Mangueira do *push-up roll* cortada devido ao impacto da chapa de aço.

Os problemas acima citados foram tratados e regularizados para a nova fase de testes com a utilização adequada do *push-up roll* durante o processo de aparamento lateral do aço IF-Ti.

Após a correção do *push-up roll*, esta etapa do trabalho consistiu da realização de testes de aparamento lateral com os lotes de aço IF-Ti na espessuras de 4,50 e 4,75mm, onde foram adotados diferentes valores de pressão do *push-up roll* de acordo com a espessura da chapa do aço IF baseados nos ajustes efetuados na Sumitomo Heavy Industries no Japão (MATSUDA, 1989)] , e em seguida definida a Tabela 12 para os ajustes de pressão em função da espessura (Figura 30). Para tal, foram efetuados testes com e sem o uso do *push-up*

roll comparando a qualidade do aparamento nas duas condições, mantendo os valores de TH e TV dos testes iniciais. Verificamos os bons resultados de corte obtidos nesta etapa com e sem o uso do push-up roll, mas agora com o push-up roll apresentando valores de pressão adequados, os quais foram monitorados via painel de operação da tesoura lateral.

Tabela 12 – Ajustes de pressão do *push-up roll* em função da espessura da tira de aço IF

Espessura (mm)	Pressão (bar)	% Abertura do Push-up roll
3,00	86,67	60,69
3,30	95,33	66,76
3,50	101,11	70,81
3,90	112,67	78,90
4,25	122,78	85,98
4,50	130,00	91,04
4,75	137,22	96,09

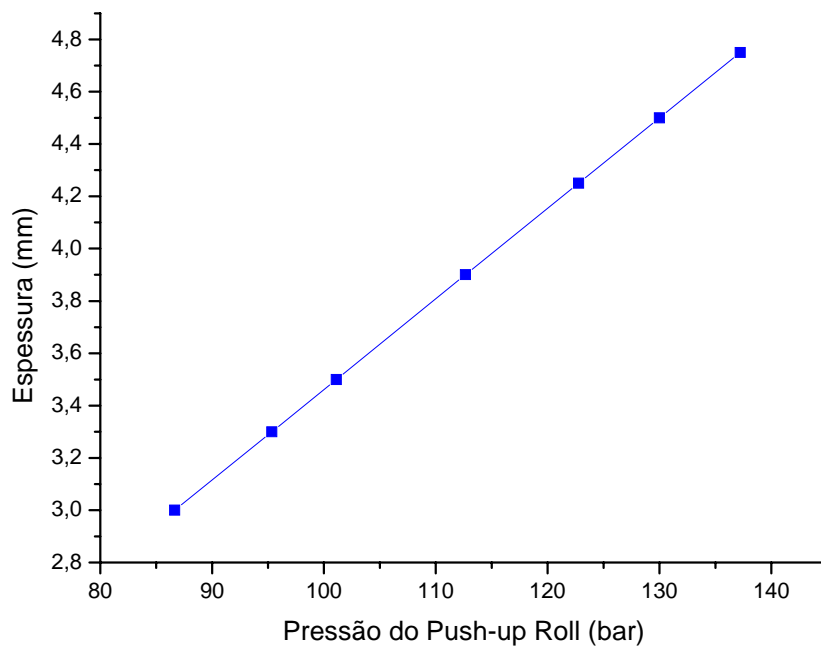


Figura 30 – Gráfico da relação da espessura versus pressão do *push-up roll*

Foram retiradas as amostras da borda da chapa de aço IF-Ti seguindo o procedimento dos testes iniciais, onde foram realizadas as análises do perfil de corte.

Com relação à superfície de corte, cada amostra devidamente preparada, foi ensaiada no estereoscópio com aumento de 60 vezes para identificação da região de corte para posterior análise no MEV. Em seguida, foi feita a avaliação do perfil de corte de cada amostra no microscópio ótico para verificar a presença de trincas e rebarba na borda do material após o processo de corte. Finalmente, o perfil de corte foi observado no MEV com ampliação de 500 vezes, dividindo-o em três regiões: zona de corte (penetração da ferramenta), centro (interface entre corte e fratura) e fratura (cisalhamento).

3.2.4 TESTES FINAIS DO PROCESSO DE CORTE COM OS TRANSPASSES

VERTICAL E HORIZONTAL

Juntamente com os testes do *push-up roll*, foram definidos novos ajustes de transpasse horizontal e vertical para o aço IF-Ti com espessura de 3,50mm, baseados nos resultados bem sucedidos com as espessuras de 4,50 e 4,75mm, os quais estão descritos no item 4.3 desta dissertação. Os resultados de aparamento lateral do aço IF-Ti com a utilização do *push-up roll* com os ajustes de transpasse definidos nesta etapa foram comparados com os realizados na etapa anterior ou de testes iniciais.

Para definição dos ajustes finais do TH e TV das navalhas circulares da tesoura lateral para todas as espessuras fornecidas ao cliente, foram utilizadas duas ferramentas que convergiram para um padrão de ajustes que foi aplicado em condições reais de processo na tesoura lateral da Linha de Decapagem Contínua da CSN, ou seja, em ambiente de produção.

A primeira ferramenta foi o artigo de Li (LI, 2000 1), onde em testes aplicados na liga de alumínio AA6111-T4, com 1 mm de espessura, LE de 171 MPa (45°), LR de 298,6 MPa (45°) e alongamento de 28,2%, e coeficiente de anisotropia r de 0,513, obteve-se como TH o valor de 10% da espessura da chapa ou 0,10 mm, que conforme a Figura 31 não teve formação de rebarba. A liga AA6111-T4 é aplicada em partes internas de painéis de automóveis. Esta liga de alumínio, como verificado, tem propriedades mecânicas semelhantes aos aços IF-Ti estudados neste trabalho. Assim, o ajuste das navalhas circulares para o presente trabalho foi feito tendo como base os resultados obtidos por Li. Considerando que nos testes anteriores com chapas de 4,50 mm de espessura – valor adotado como referência devido aos resultados positivos quanto à qualidade de corte – o TH empregado, de 0,60 mm, correspondeu a 13,3% da espessura, essa proporção foi adotada para os testes finais com chapas de 3,50 mm (que foi a mesma espessura adotada nos testes iniciais do trabalho, conforme item 3.2.2. A Figura 32 ilustra esse procedimento de adoção do valor de TH proporcionalmente à espessura da chapa, empregando-se o teorema de Pitágoras. Para a determinação do TV, também foi adotado o mesmo valor percentual utilizado para a chapa com 4,5 mm de espessura, ou seja, um TV igual a 3,33% da espessura da chapa, que no caso do 4,5 mm representava 0,15 mm, e mantendo esta mesma proporcionalidade para a chapa com 3,5 mm, com base no teorema de Pitágoras, obteve-se o valor de 0,12 mm.

As amostras obtidas a partir da chapa de 3,5 mm foram analisadas seguindo os mesmos procedimentos adotados nas etapas anteriores do trabalho.

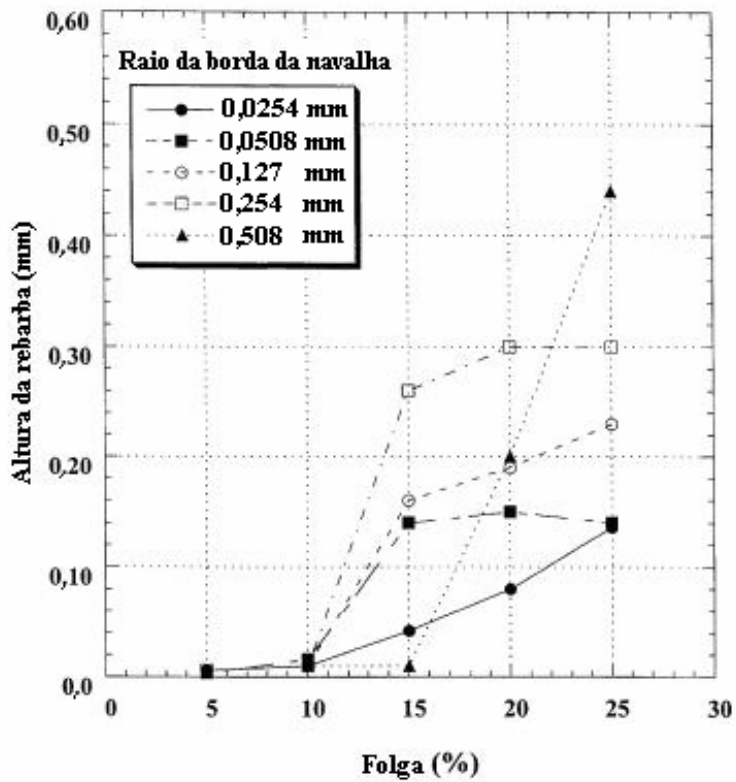


Figura 31 – Variação da altura da rebarba em função da folga (TH) da navalha com ângulo de corte de 20° e diferentes raios da borda da navalha numa liga de alumínio AA66111-T4 (Figura modificada de Li, 2000 1).

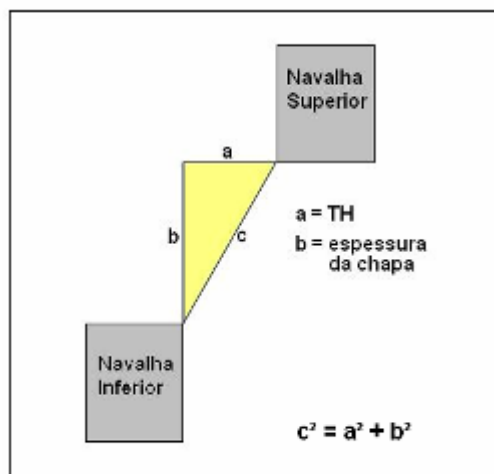


Figura 32 – Disposição das navalhas circulares com base no Teorema de Pitágoras

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 TEMPERATURA DE ACABAMENTO E O EFEITO DA MESMA NA MICROESTRUTURA DO AÇO

Para exemplificar a influência da temperatura de acabamento final (FDT) na formação da microestrutura dos aços ultra baixo carbono (aços ferríticos), os quais são laminados entre as temperaturas mínima de 909°C (Ar3) e máxima de 969°C, foram obtidos resultados referentes a uma ocorrência com o aço ferrítico extra baixo carbono (máximo teor de carbono de 0,022%), que também é processado termomecanicamente dentro da mesma faixa de FDT, como pode ser verificado através do diagrama de fase Fe-C (ASM, 1992) da Figura 7. Na Figura 33, pode-se verificar através da FDT, que o lote de aço em questão foi laminado durante os seus primeiros 50 metros abaixo da temperatura mínima de 909°C, ou seja, fora da região monofásica austenítica, tendo como consequência a formação de grãos ferríticos grosseiros (Figura 34), revelando uma matriz ferrítica com o tamanho do grão na ordem de zero (ASTM E 112) ou 350µm e, geração de um corte irregular da borda da bobina do lado operador no processo de apartamento lateral. Já o lado motor desta mesma bobina, teve uma formação de grãos ferríticos refinados (Figura 34) com tamanho de grão na ordem de 9 (ASTM E 112) ou 15µm e um corte lateral considerado bom.

Este fato, observado durante a avaliação da influência da temperatura de acabamento final na formação da microestrutura da bobina laminada a quente, permitiu afirmar que os aços ultra baixo carbono laminados abaixo de 909°C sofrem perda da qualidade do corte lateral, por apresentarem grãos ferríticos extremamente grosseiros conforme verificado na Figura 34b.

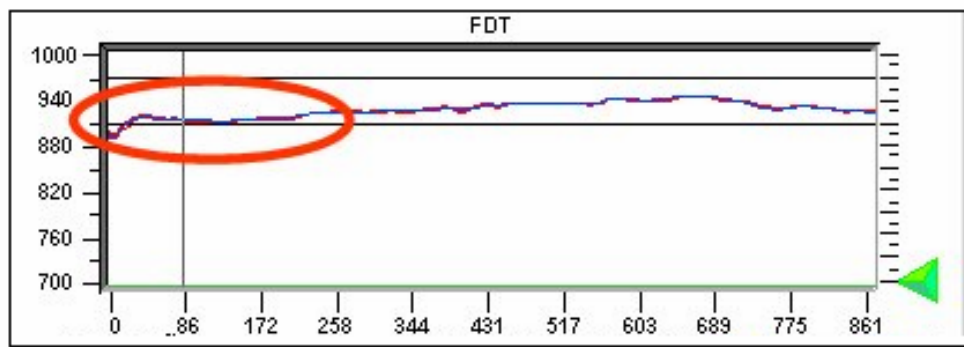


Figura 33 – Gráfico da FDT do aço extra baixo carbono laminado a quente abaixo da temperatura mínima especificada.

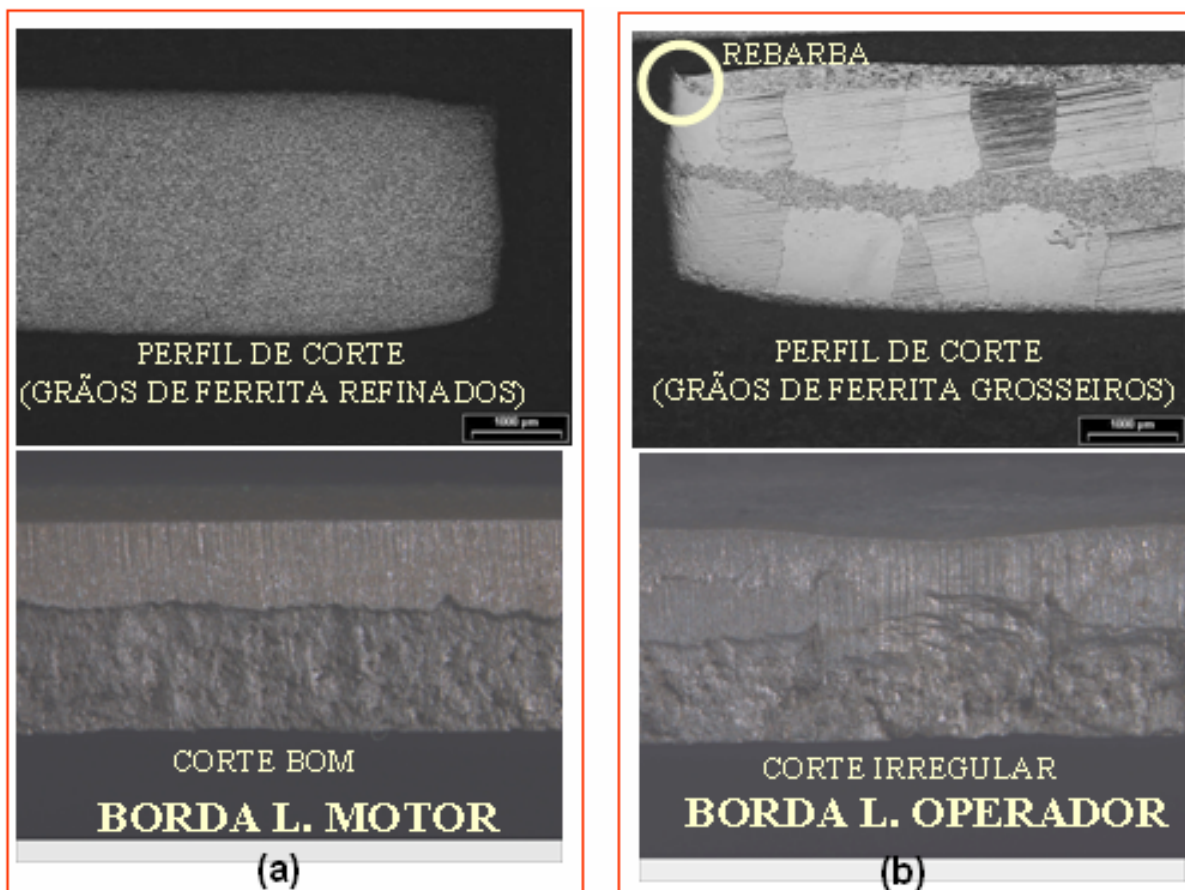


Figura 34 – Perfil de corte no MO (25x) e no estereoscópio (25x) do aço extra baixo carbono laminado a quente. (a) laminação dentro da FDT especificada, com formação de grãos ferríticos refinados e corte lateral bom na borda lado motor; (b) laminação abaixo da FDT mínima especificada, com formação de grãos ferríticos grosseiros e corte lateral irregular com formação de rebarba e trincas na borda lado operador.

4.2 QUALIDADE DE CORTE UTILIZANDO AJUSTES DE TRANSPASSE PRÉ-ESTABELECIDOS

Durante o processo de laminação a quente do aço IF-Ti, teve-se o cuidado de laminar o material descrito dentro das faixas de temperatura estabelecidas, as quais são definidas através do diagrama de fase Fe-C (ASM, 1992) da Figura 7. A temperatura de saída, FDT (*Finishing Delivery Temperature*) do trem acabador do laminador de tiras a quente, deve estar com o valor mínimo de $905\pm 5^{\circ}\text{C}$ (Ar3) e máximo de 969°C , conforme Tabela 13, para garantir a laminação dentro da região monofásica austenítica com geração de grãos ferríticos refinados. Durante o processo de laminação a quente dos lotes A e B do aço IF-Ti, tivemos a FDT variando entre 947 à 950°C , com resultados satisfatórios de LE, que se manteve por volta de 200MPa , enquanto o LR foi de aproximadamente 315MPa , resultados revelados pela matriz ferrítica com o tamanho do grão entre 13 a $15\mu\text{m}$ ou número 9 a $9,5$ (Figuras 35 a 38) de acordo com a norma ASTM E 112 com microestrutura semelhante formada por grãos ferríticos poligonais. Estas informações aliadas aos resultados de propriedades mecânicas do aço IF-Ti apresentado na Tabela 14 da empresa Galvasud durante do ano de 2006, permitem afirmar que a microestrutura do aço IF-Ti em questão foi favorável durante esta amostragem para uma boa qualidade de corte lateral.

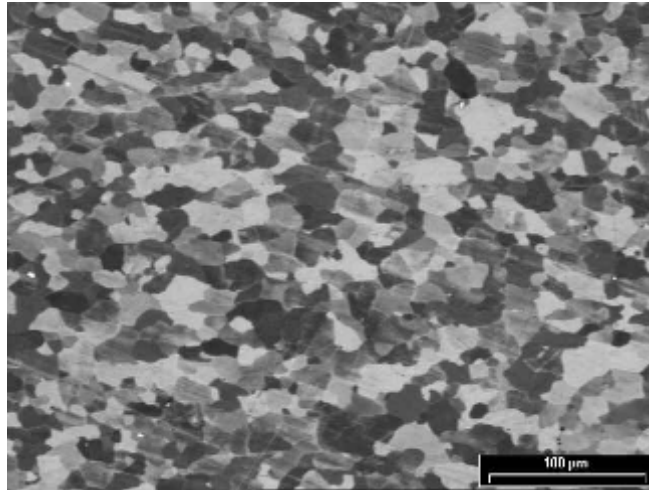


Figura 35 – Micrografia da amostra 2.1 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X

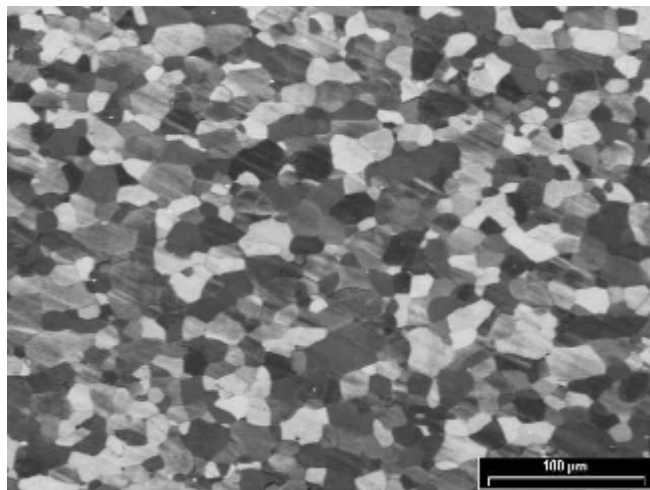


Figura 36 – Micrografia da amostra 2.2 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X

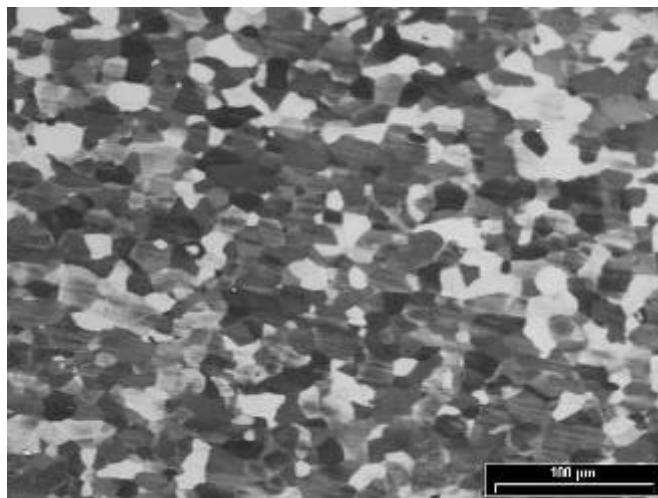


Figura 37 – Micrografia da amostra 4.1 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X

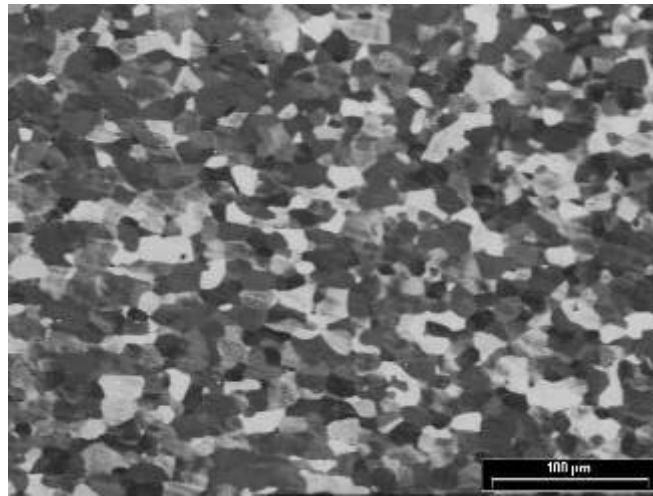


Figura 38 – Micrografia da amostra 4.2 do aço IF-Ti obtida via MEV 200X

Tabela 13 – Condição do aparamento na tesoura lateral do aço IF-Ti

VARIÁVEL	FAIXA		MEDIDO
TESOURA LATERAL	--	--	1
CABEÇOTE	--	--	B
GAP (mm)	--	--	0,6
OVERLAP (mm)	--	--	0,15
LE (MPa)	140	200	216
LR (Mpa)	270	350	315
TG (ASTME 112)	9,00	9,5	9,5
FDT (°C)	909	969	946,69 a 950,44
VELOCIDADE SAÍDA (m/min)	30	457	55 a 176
CAMPANHA NAVALHA(t)	5000t (máx.)		869 a 1342

A Figura 39 apresenta um exemplo de curva típica de tensão-deformação obtida em ensaio de tração, realizado de acordo com a norma ASTM E 8M no aço IF-Ti, tendo os dados sumarizados na Tabela 15, a qual apresenta os resultados reproduzidos a partir dos testes de aparamento lateral. Pode-se notar que os resultados de LR e LE são coerentes com a Tabela 14 referente às propriedades mecânicas do aço IF-Ti monitoradas pela Galvasud, empresa do

Grupo CSN, durante o ano de 2006. Conforme a norma NBR5915/03 a faixa do LE é de 140 a 200MPa e o LR é de 270 a 350MPa.

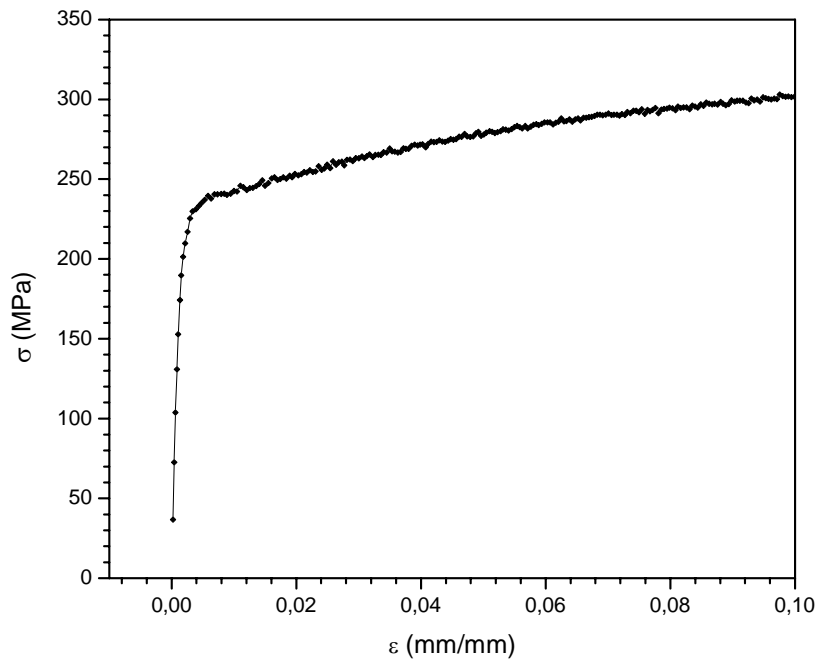


Figura 39 - Curva típica de tensão-deformação do ensaio de tração dos corpos-de-prova do aço IF-Ti .

Com base nos resultados apresentados nas Figuras 40, 41 e 42, relativas às amostras 2.2, 4.1 e 4.2 respectivamente da Tabela 15, pode-se verificar que o perfil de corte lateral (Figuras 40a, 41a e 42a) nestas amostras retiradas do aço IF-Ti, onde o aço estava sendo aparado numa velocidade de 176m/min para amostra 2.2 e 55m/min para as amostras 4.1 e 4.2 (Figura 24), nota-se que mesmo com o uso do *push-up roll*, o corte teve formação de rebarba acentuada na zona de fratura e variação da zona de penetração de acordo com a vista lateral do corte (Figuras 40b, 41b e 42b), onde esta variação gerou uma relação corte/fratura de 30% a 50% com formação de trinca forte (Figuras 40c, 41c e 42c) na interface da zona de corte ou penetração e a zona de fratura, tendo como consequência uma classificação de corte

inaceitável. No MEV à 500x, este corte inaceitável, pode ser avaliado na vista frontal no lado operador (amostra 4.1) e lado motor (amostras 2.2 e 4.2) da chapa, onde é verificada nas Figuras 43a, 43b e 43c a região de penetração, em seguida nas Figuras 44b, 44b e 44c a região de interface entre a zona de penetração e zona de fratura com cavidades e finalmente nas Figuras 45c, 45b e 45c a zona de fratura, com presença de muitas cavidades (dimples), demonstrando o arrancamento excessivo de material com geração de rebarba e trinca.

Já no resultado da Figura 46, relativo à amostra 2.1 da Tabela 15, nota-se que o perfil de corte lateral do aço IF-Ti amostrado na velocidade de 176m/min, sem o uso de *push-up roll*, apresentou uma pequena formação de rebarba na zona de fratura (Figura 46a), enquanto na Figura 46b a vista lateral do corte não teve variação na relação corte/fratura relevante, com 15% de penetração da navalha circular (ferramenta de corte) e leve formação de cavidades na zona de fratura, tendo a classificação de corte aceitável. Na Figura 47, nas três vistas, ou seja, zona de corte (Figura 47a), região de interface entre zona de corte e fratura (Figura 47b) e zona de fratura (Figura 47c), pode-se afirmar que a formação de cavidades é menos intensa.

Verifica-se que nas amostras 2.1, 2.2, 4.1 e 4.2, o fator velocidade da ferramenta de corte, que é apresentado na Figura 24 e Tabela 15, não impactou na qualidade de corte lateral.

De acordo com a Tabela 15, pode-se afirmar que as variáveis analisadas TG, FDT, velocidade da ferramenta de corte, TH, TV, LR, LE, campanha da navalha e a condição do equipamento para as amostras representativas de corte inaceitável e corte inaceitável, são basicamente as mesmas, com exceção do uso do *push-up roll*, onde este determinou uma mudança significativa na qualidade do corte lateral, em que ocorreu mesmo com o uso deste dispositivo desenvolvido para os aços IF, a formação de rebarba acentuada caracterizando o corte irregular ou inaceitável devido à variação no corte. Isto se explica, pois durante os testes de corte lateral do aço IF-Ti, a pressão do *push-up roll* não foi monitorada e controlada.

Deve ser enfatizado, que os ajustes de TH (*gap*) e TV (*overlap*) aplicados, os quais possuem uma precisão na ordem de centésimos de milímetro, têm margem para outros valores que permitam o refino da qualidade de corte aliado ao ajuste necessário do *push-up roll*. Em suma, sem uma pressão mínima necessária, o *push-up roll* não tem sua função efetiva na eliminação desta rebarba e conseqüentemente na geração do corte aceitável da borda do aço IF.

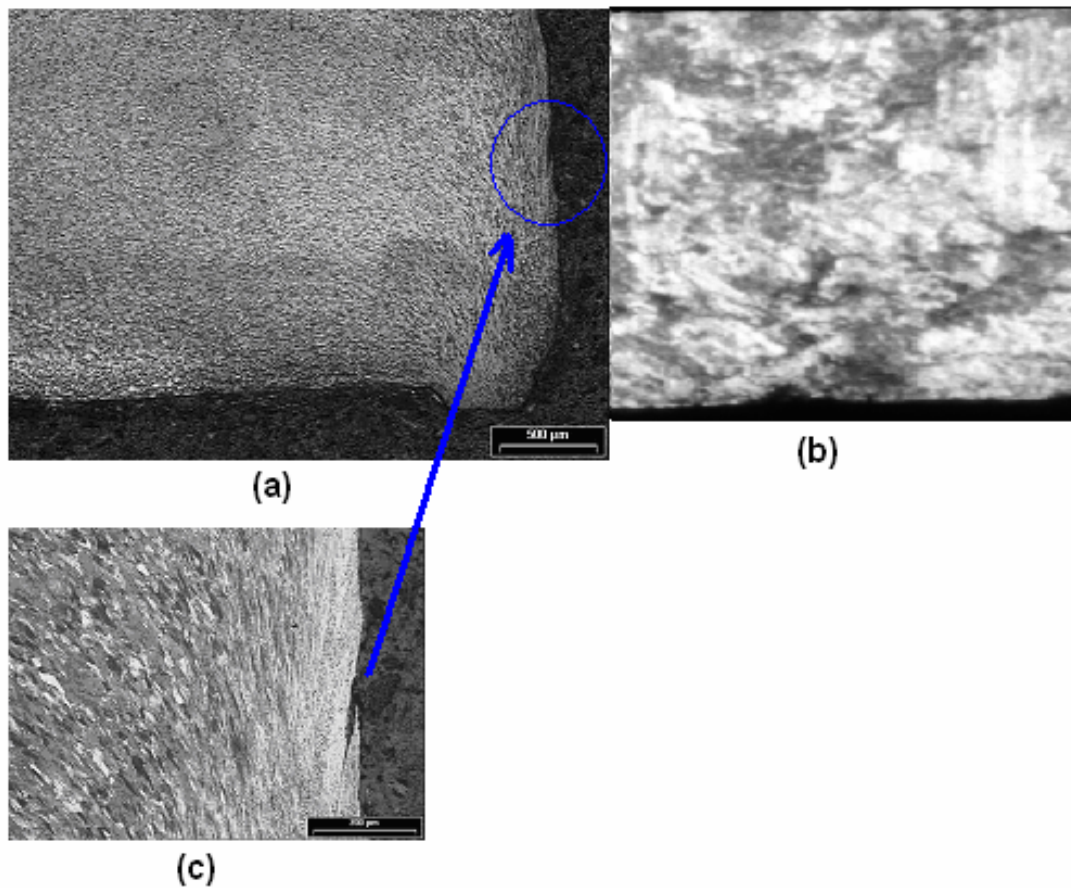


Figura 40 – (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 2.2 (MO 25x); (b) vista lateral do corte com variação da zona de penetração (estereoscópio 25x); (c) borda lado motor com presença de trinca forte em destaque.

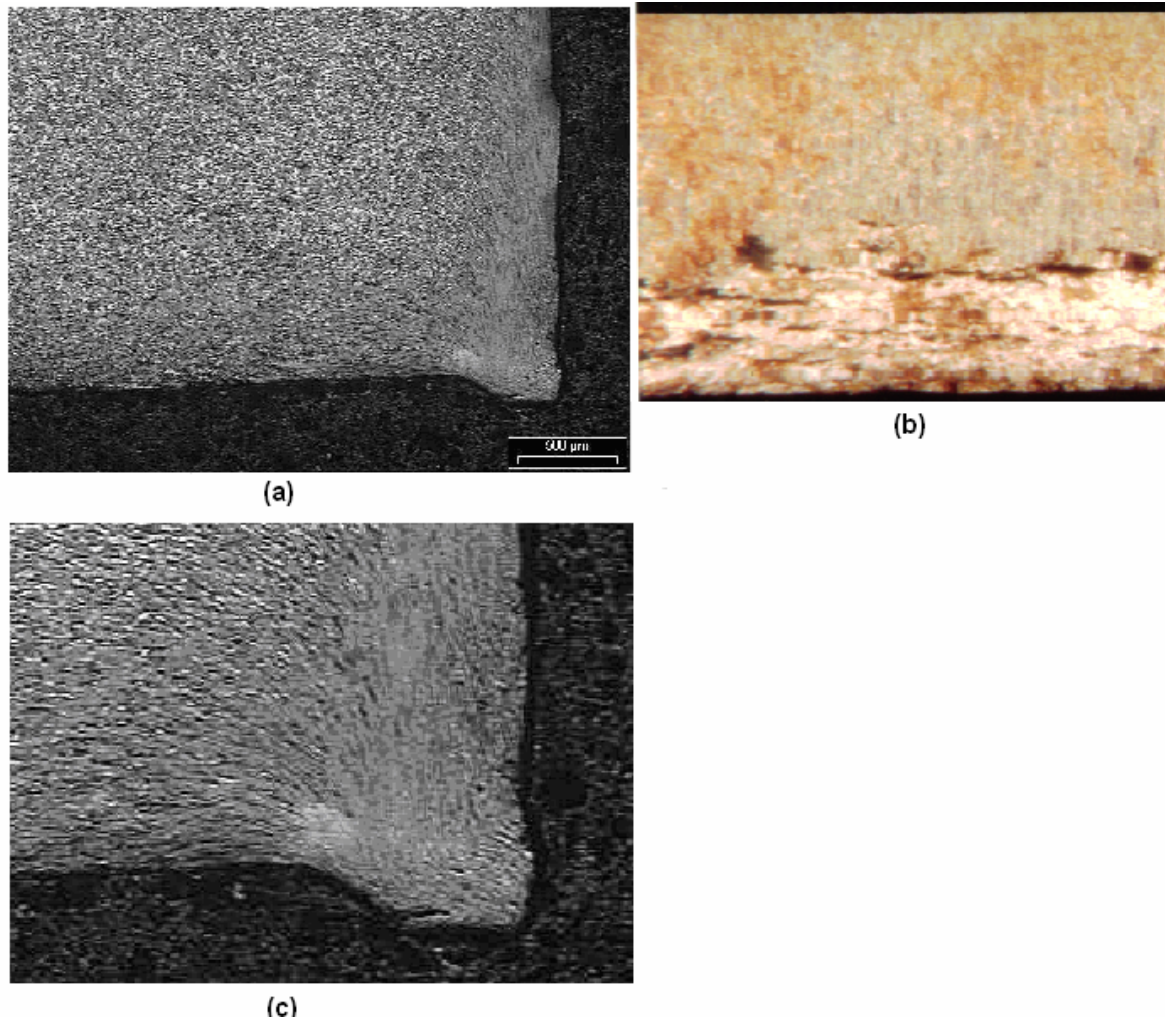


Figura 41 – (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 4.1 (MO 25x); (b) vista lateral do corte com penetração excessiva da navalha circular na zona de corte (estereoscópio 25x); (c) borda lado operador com presença de trinca forte e rebarba em destaque.

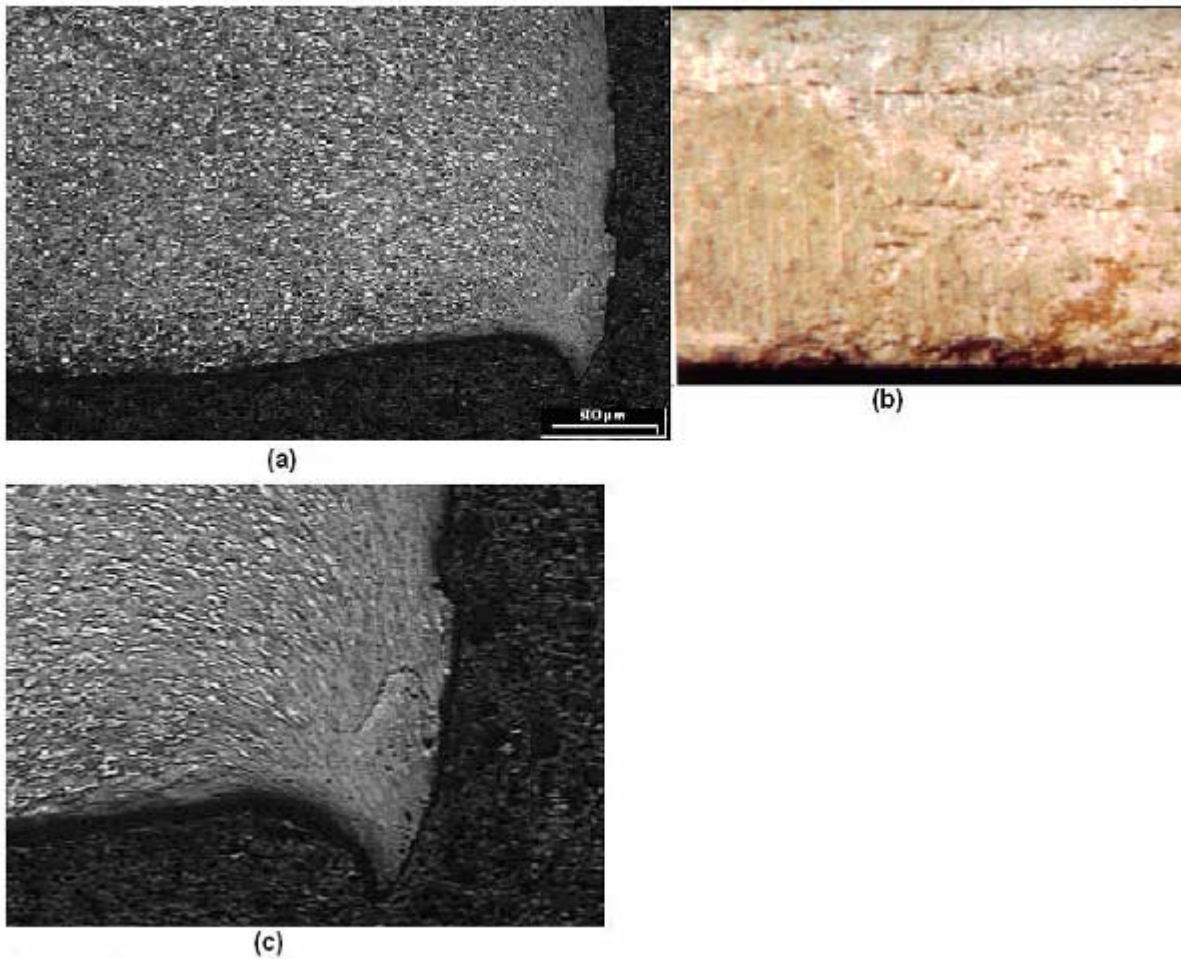


Figura 42 – (a) perfil de corte lateral inaceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 4.2 (MO25x); (b) vista lateral do corte com variação da zona de penetração na imagem do estereoscópio à 25x; (c) borda lado operador com presença de trinca e rebarba forte em destaque.

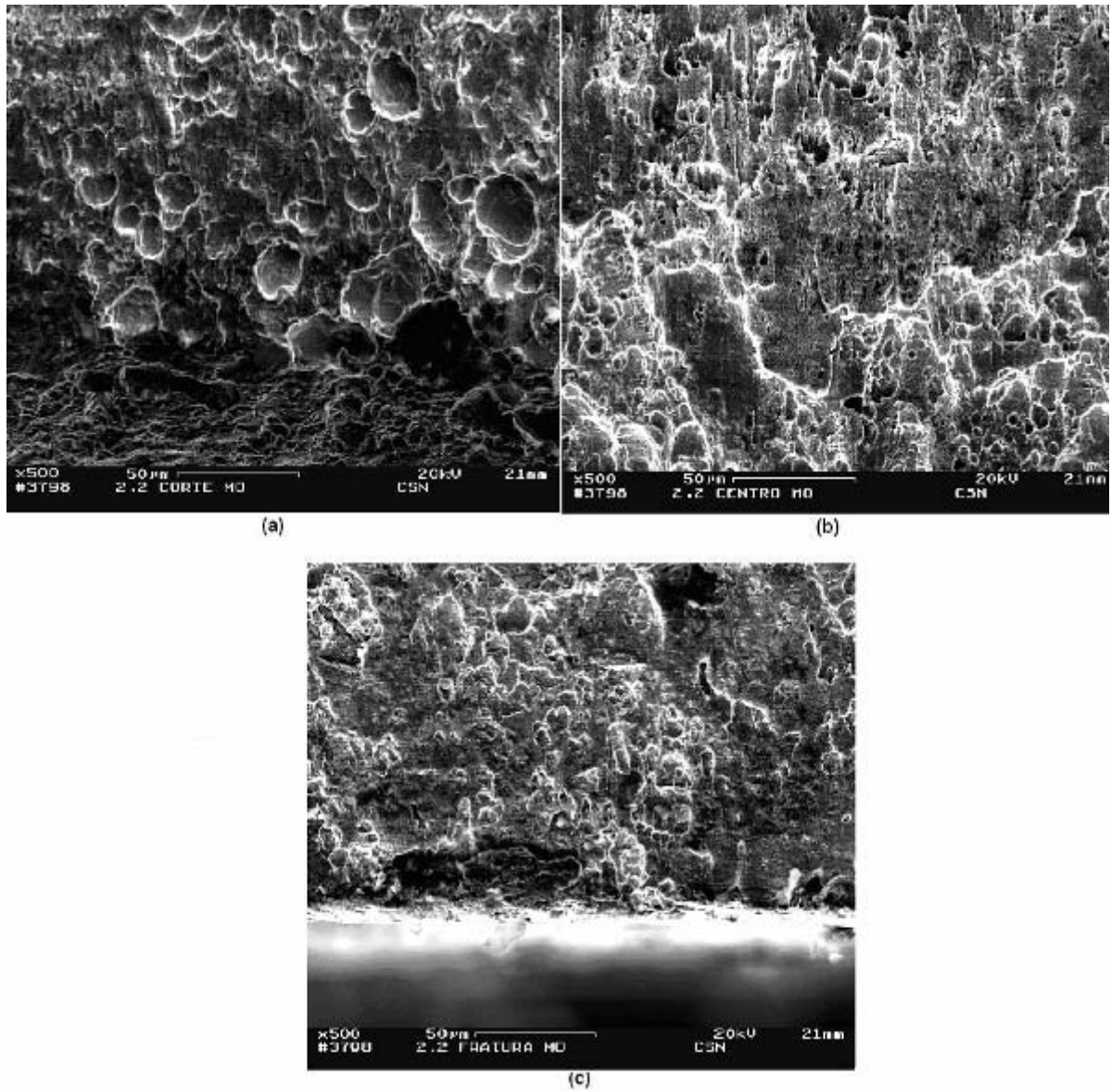


Figura 43 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 2.2, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

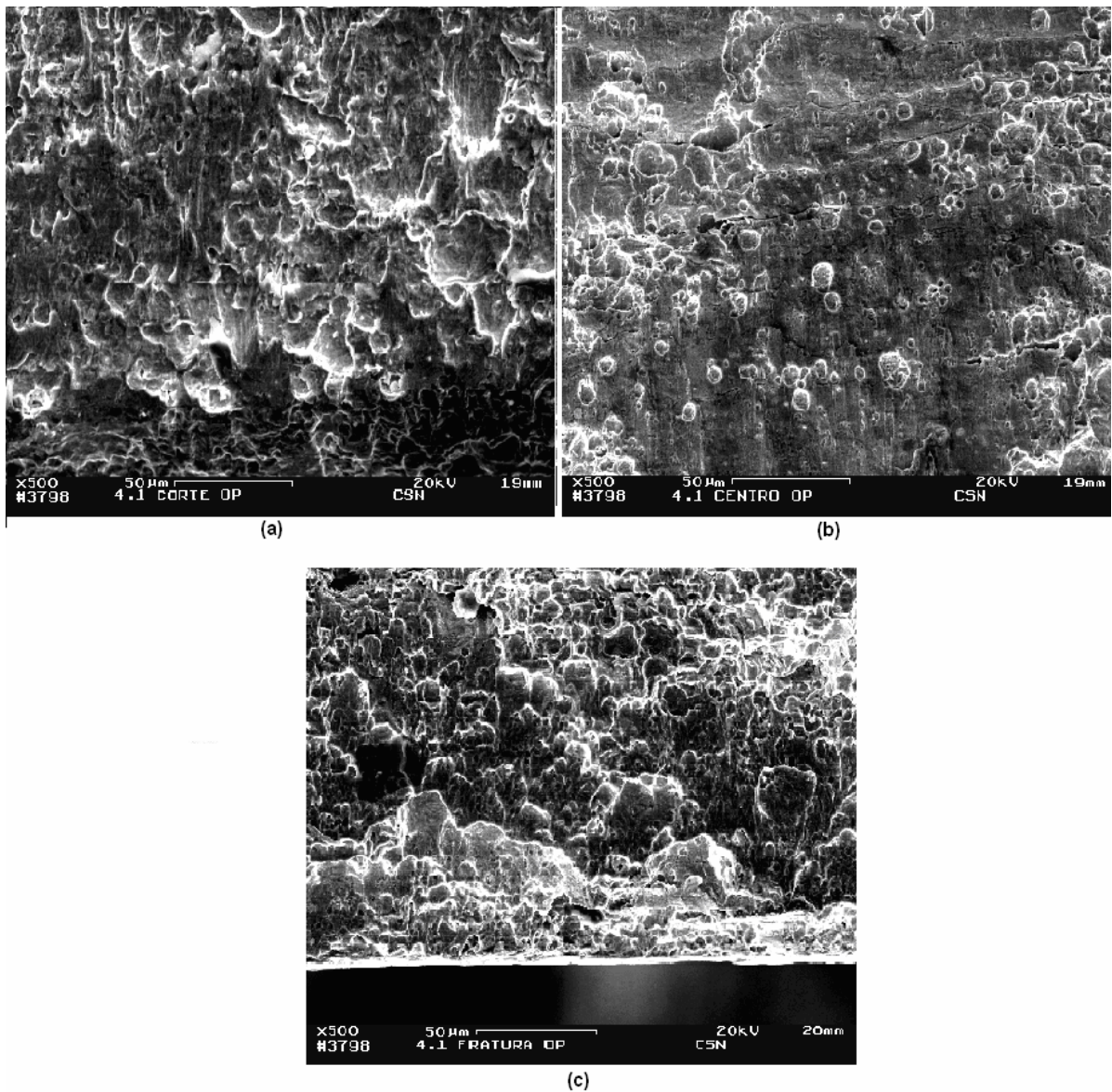


Figura 44 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 4.1, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

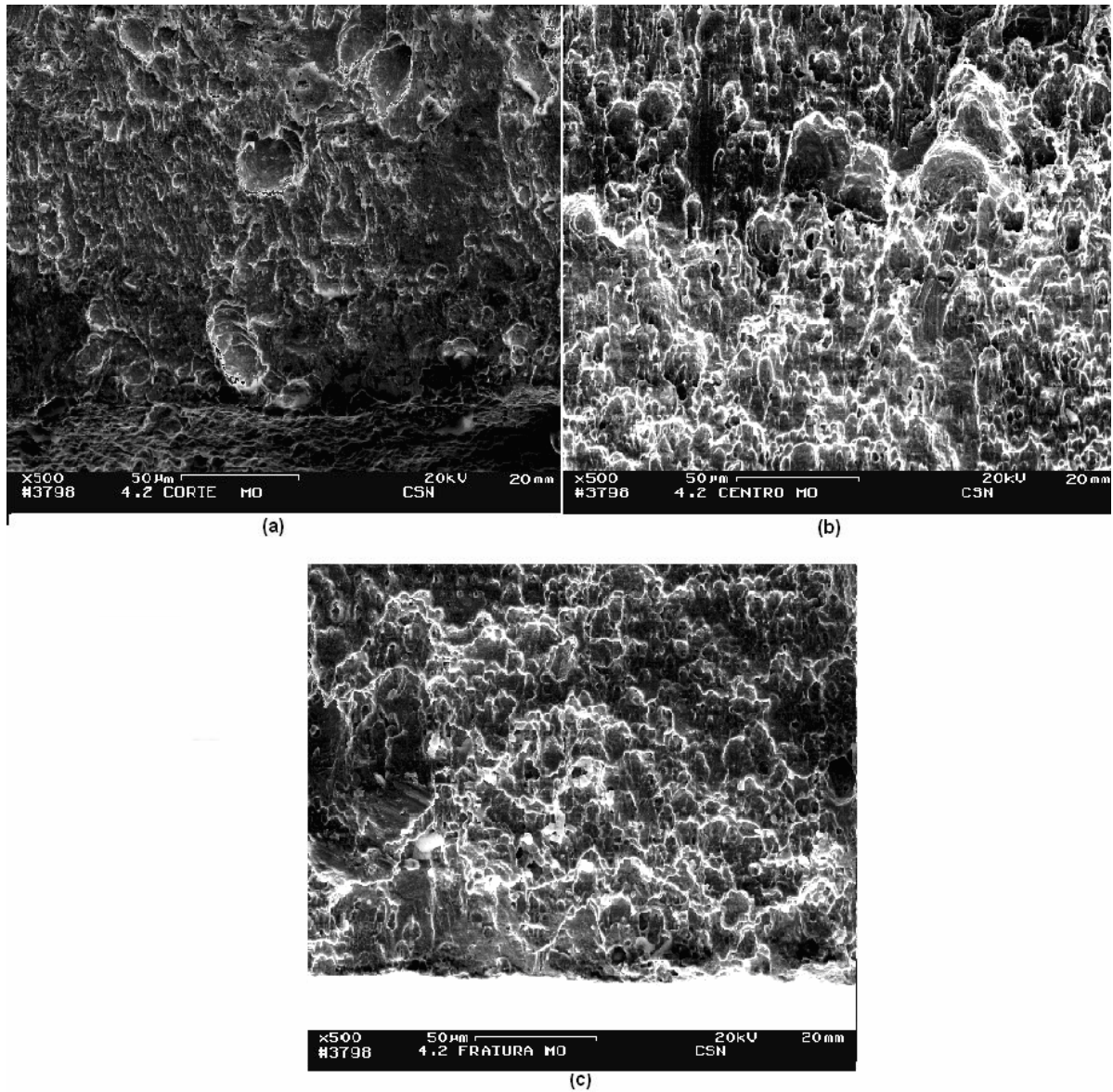


Figura 45 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 4.2, onde obteve corte inaceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

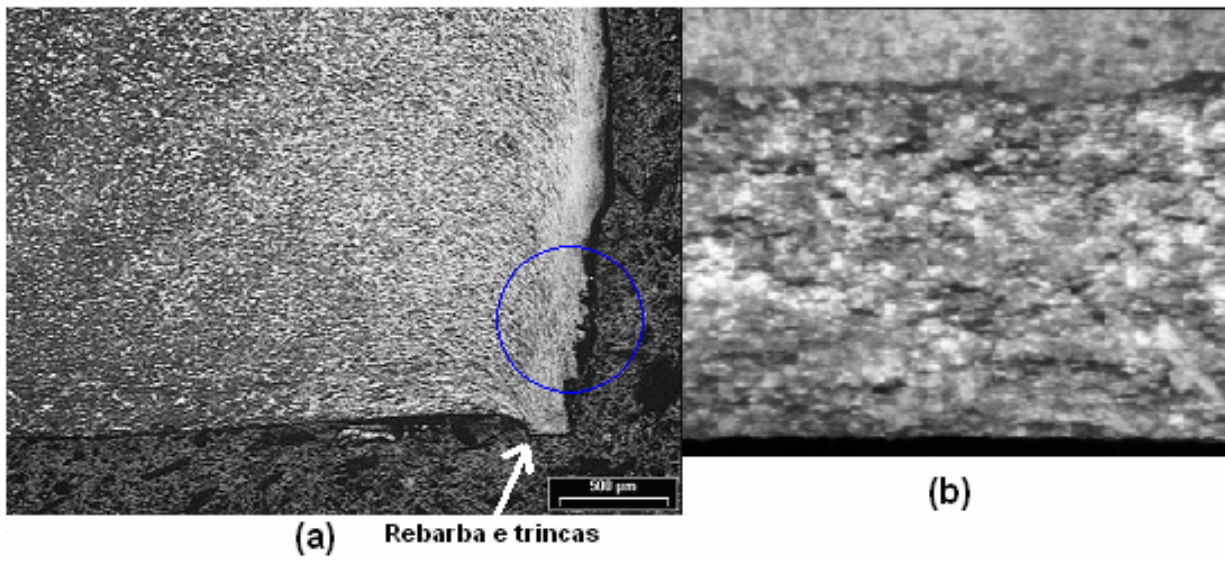


Figura 46 – (a) perfil de corte lateral aceitável do aço IF-Ti relativo à amostra 2.1;
(b) vista lateral do corte sem variação relevante da zona de penetração.

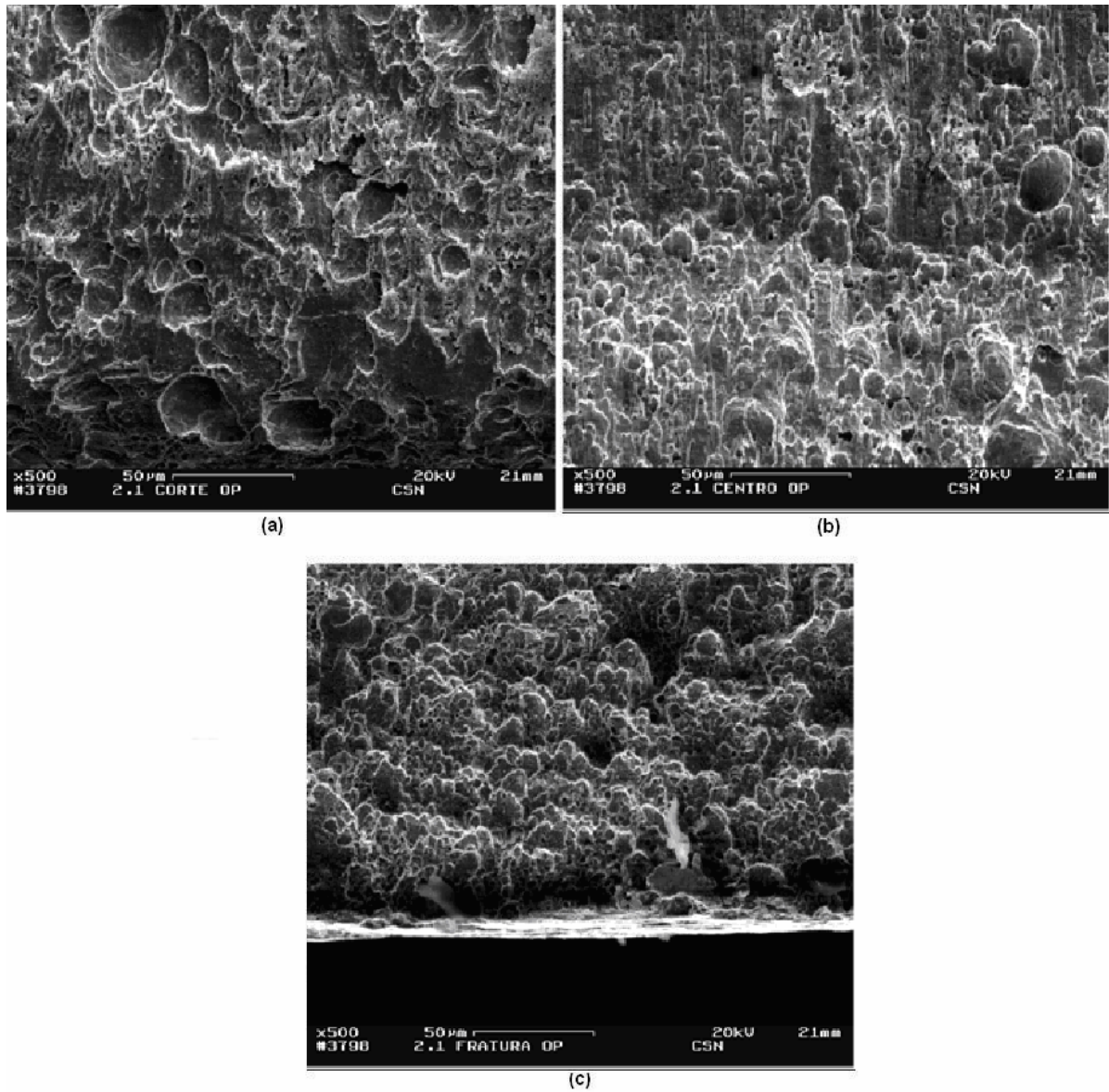


Figura 47 – Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra 2.1, onde obteve corte aceitável no MEV (500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

Tabela 14 – Resultado das propriedades mecânicas dos aços IF-Ti na Galvasud em 2006

	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (50)	Al (80)	r (méd)	n (méd)
Média	196	310	39,3	42,5	1,78	0,20
D.P	12,33	10,48	2,86	2,44	0,22	0,01
Mín.	146	269	32,0	36,0	1,05	0,17
Máx.	246	354	47,0	49,0	2,71	0,28

Tabela 15 – Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessura de 3,5mm nos testes iniciais

Amostra	Lote	FDT (°C)	Push-up	Vel. (m/min)	TH (mm)	TV (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Cond. corte
1.1	A	946,7	SIM	111	0,60	0,15	208,79	315,17	INACEITÁVEL
1.2	A	946,7	SIM	111	0,60	0,15	222,85	319,37	INACEITÁVEL
2.1	A	946,7	NÃO	176	0,60	0,15	225,23	311,72	ACEITÁVEL
2.2	A	946,7	SIM	176	0,60	0,15	217,91	314,25	INACEITÁVEL
3.1	B	950,4	NÃO	176	0,60	0,15	241,68	316,68	ACEITÁVEL
3.2	B	950,4	SIM	176	0,60	0,15	216,07	319,12	INACEITÁVEL
4.1	B	950,4	SIM	55	0,60	0,15	196,51	305,98	INACEITÁVEL
4.2	B	950,4	SIM	55	0,60	0,15	205,85	308,75	INACEITÁVEL

4.2.1 RESULTADOS DOS ENSAIOS PARA AVALIAR O EFEITO DA VELOCIDADE

Por conta da rigidez insuficiente do aparato experimental, o experimento para simular o processo de corte não foi bem sucedido em cortar totalmente a chapa como mostra a Figura 48. Observou-se também um deslocamento da face da ferramenta de corte, o qual aumentou o transpasse horizontal previamente fixado para o experimento.

Por isso, os resultados foram analisados em termos do comportamento observado para as diferentes velocidades.

Sabendo que:

$$\sigma = F/A$$

$$W = 50 \text{ mm (Largura da amostra)}$$

$$T = 4,5 \text{ mm (Espessura da amostra)}$$

$$A = T \times W$$

$$A = 4,5 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} = 225 \text{ mm}^2$$

$$F_{\text{máx}} \approx 40000 \text{ N (força máxima aproximada atingida durante os testes)}$$

A tensão cisalhante média pode ser estimada como:

$$\tau = 40000 \text{ N}/225 \text{ mm}^2$$

$$\tau \approx 178 \text{ MPa}$$

A tensão de 178 MPa é inferior ao LE e LR do aço IF, os quais estão na ordem de 200 MPa e 310 MPa, respectivamente. Além disso, as taxas de deformação impostas no processo de corte e no experimento são altas, o que implica em limites elásticos maiores.

O dobramento ocorreu devido o dispositivo não ter sido rígido o suficiente para manter a chapa fixada ao aparato experimental, e tensão necessária para o rompimento da amostra por cisalhamento não foi atingida. Com isso, pode-se afirmar, que durante o ensaio, independente da forma de análise (evolução da força em relação ao deslocamento ou em relação ao tempo), as tensões para cada velocidade se mantiveram dentro do regime elástico

para o aço IF, pois variaram de 133 a 178 MPa. A Figura 49 apresenta as curvas força *versus* deslocamento obtidas nos experimentos. Verifica-se que, quanto maior a velocidade, maior a força atingida.



Figura 48 – Foto da simulação do corte lateral na MTS 810.23M

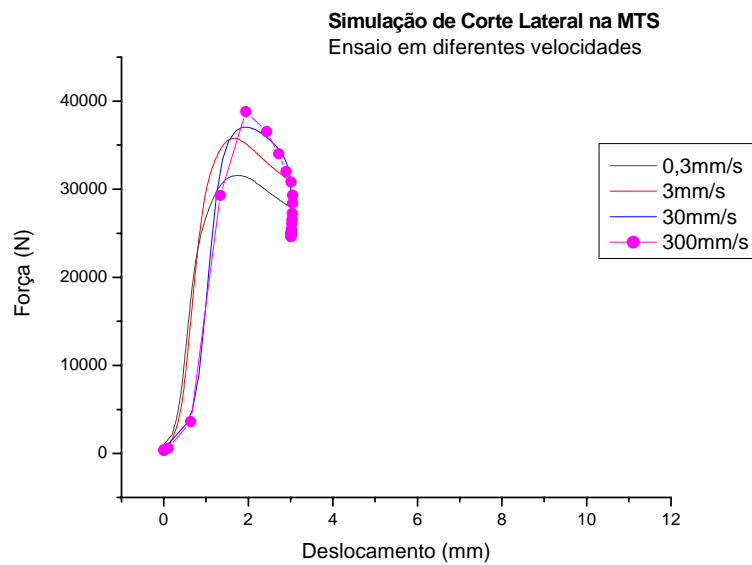


Figura 49 – Gráfico Força versus deslocamento referente à simulação do corte lateral na MTS 810.23M

4.3 RESULTADOS OBTIDOS APÓS A CORREÇÃO DO PUSH-UP ROLL

Os resultados obtidos evidenciam o acerto em relação aos transpasses verticais e horizontais, os quais são sumarizados com as demais variáveis na Tabela 16 comparativamente a Tabela 15. Foi constatado nas micrografias dos lotes C (Figuras 50 e 51), D (Figuras 52 e 53), E (Figuras 54 e 55) e F (Figuras 56 e 57), uma rebarba na ordem de 0,03mm quando da não utilização do push-up roll, ou seja, aproximadamente 7 vezes menor que os valores obtidos na etapa dos testes iniciais. Isto reforça que mesmo sem a utilização do push-up roll, obtivemos um corte lateral de boa qualidade pois o TH e TV foram ajustados corretamente. É claro, que o push-up roll elimina a rebarba, porém, valores na ordem de centésimos de milímetro, isto é, 0,03mm, são desprezíveis no aspecto de corte lateral para geração de serrilhado na laminação a frio. Este fato se confirma, porque os lotes testados foram laminados a frio sem ocorrência de serrilhado. Deve ser ressaltado que os lotes que utilizaram os novos ajustes não se restringiram ao universo amostrado.

Tabela 16 – Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessuras de 4,5mm e 4,75mm

Amostra	Lote	Pos.	Lado	Push-up	Pressão (bar)	Vel. (m/min)	TH (mm)	TV (mm)	Esp. (mm)	Altura da rebarba (mm)	Cond. corte
1	C	FIM	OPERADOR	NÃO	130	180	0,60	0,15	4,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
2	C	FIM	MOTOR	SIM	130	180	0,60	0,15	4,5	0,00	EXCELENTE (SEM REBARBA)
3	D	INÍCIO	OPERADOR	NÃO	130	180	0,60	0,15	4,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
4	D	INÍCIO	MOTOR	SIM	130	180	0,60	0,15	4,5	0,00	EXCELENTE (SEM REBARBA)
5	E	FIM	OPERADOR	NÃO	135,7	175	0,60	0,15	4,75	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
6	E	FIM	MOTOR	SIM	135,7	175	0,60	0,15	4,75	0,00	EXCELENTE (SEM REBARBA)
7	F	INÍCIO	OPERADOR	NÃO	135,7	175	0,60	0,15	4,75	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
8	F	INÍCIO	MOTOR	SIM	135,7	175	0,60	0,15	4,75	0,00	EXCELENTE (SEM REBARBA)

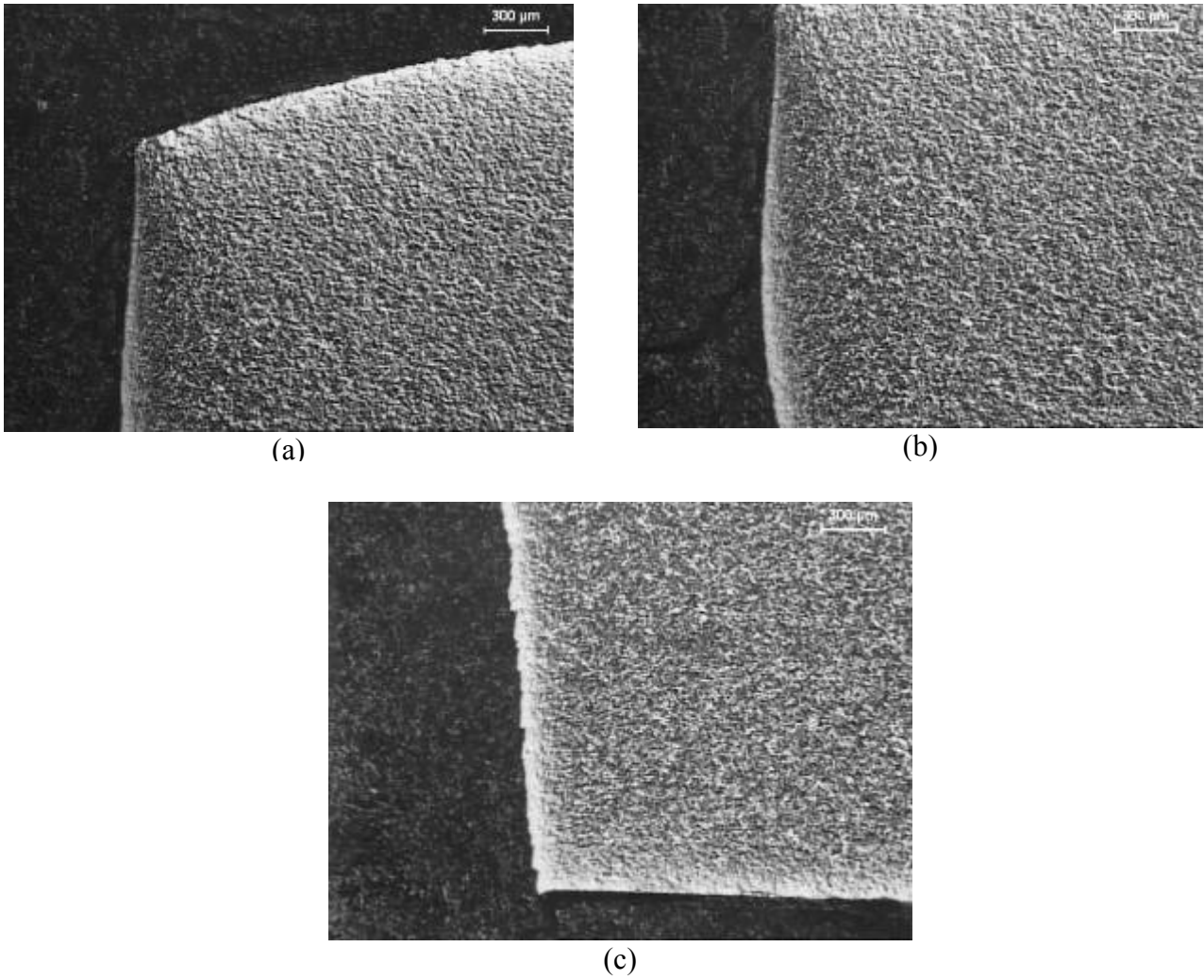


Figura 50 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote C lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.

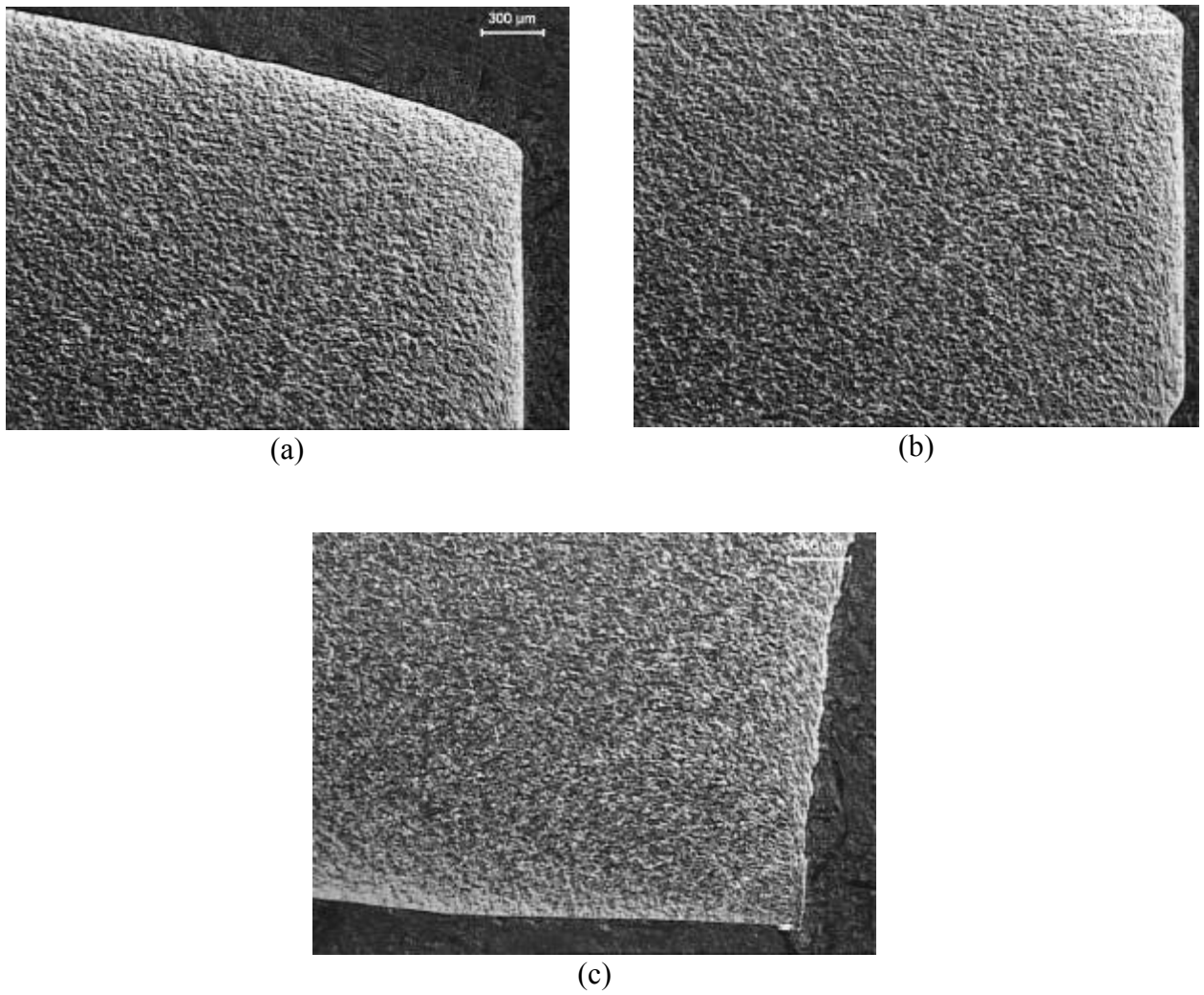


Figura 51 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote C lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.

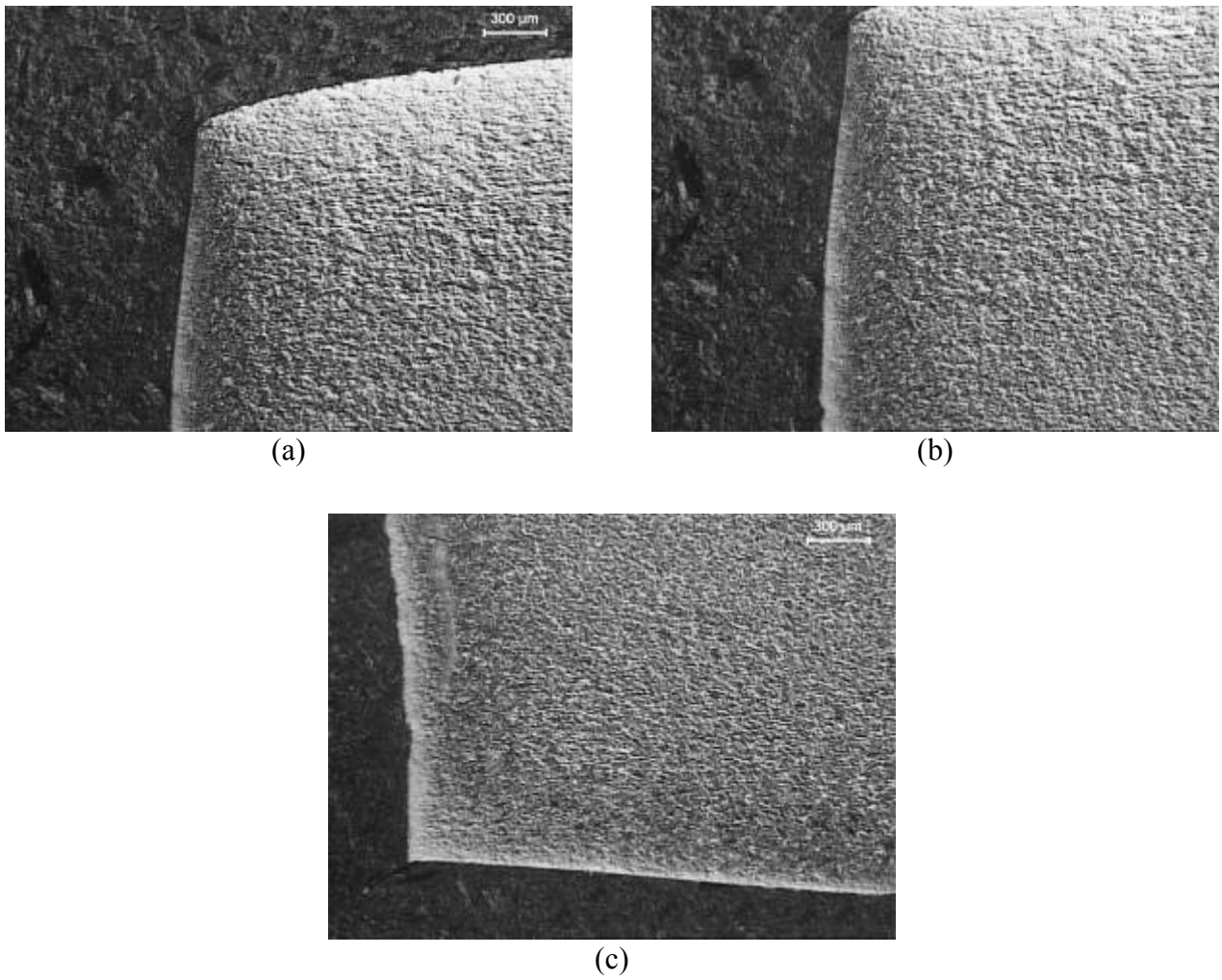


Figura 52 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote D lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.

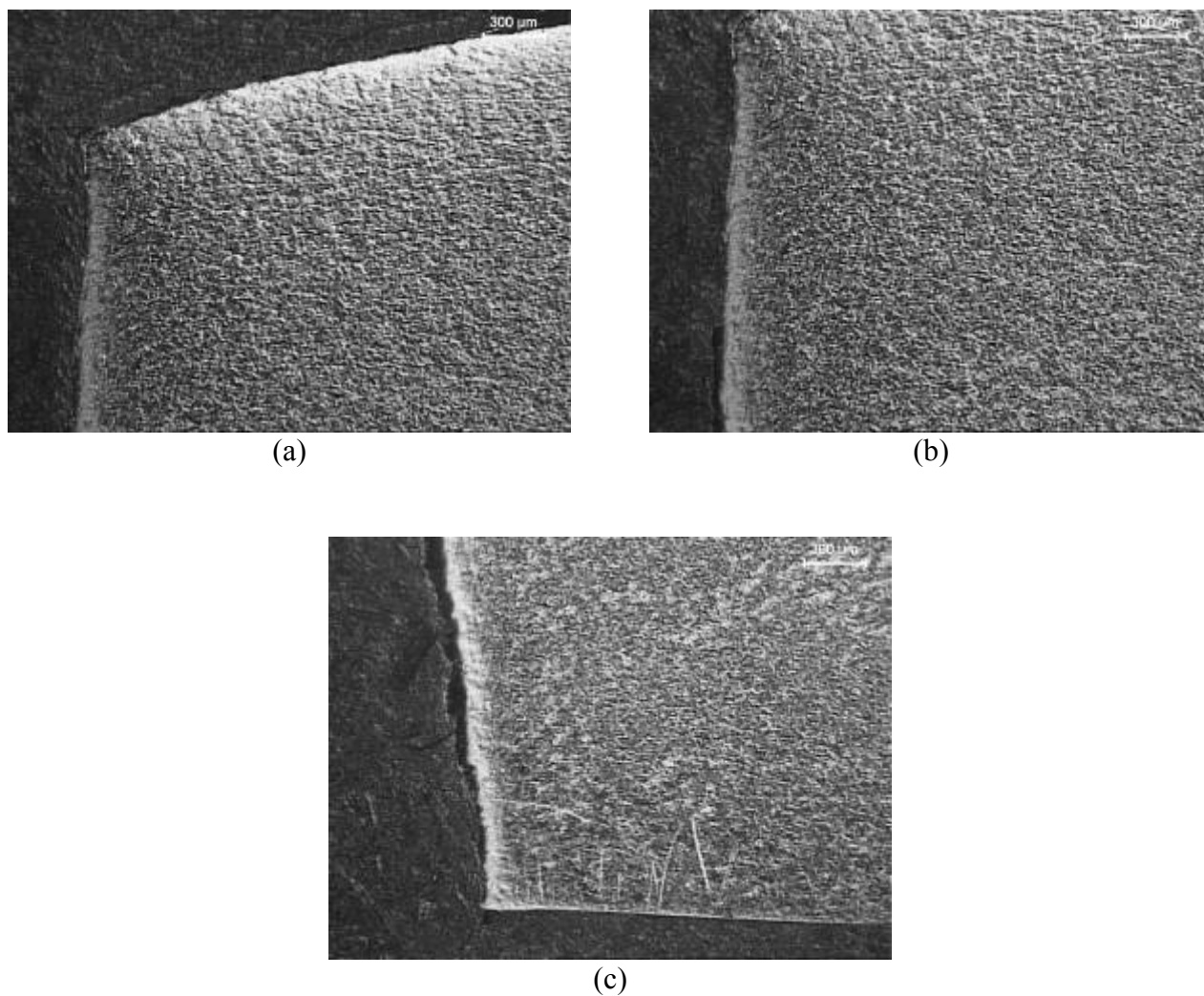


Figura 53 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote D lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.

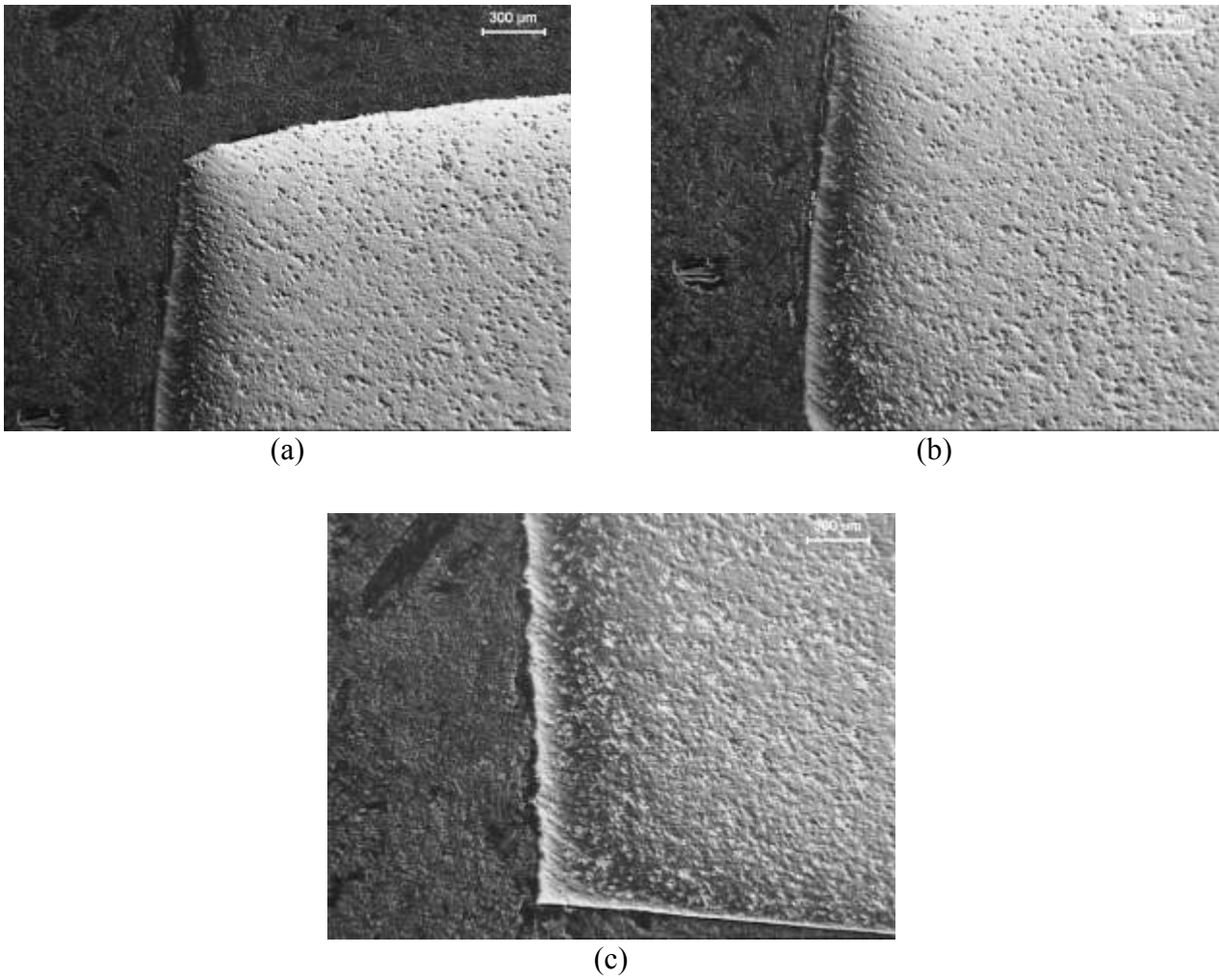


Figura 54 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote E lado motor com o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.

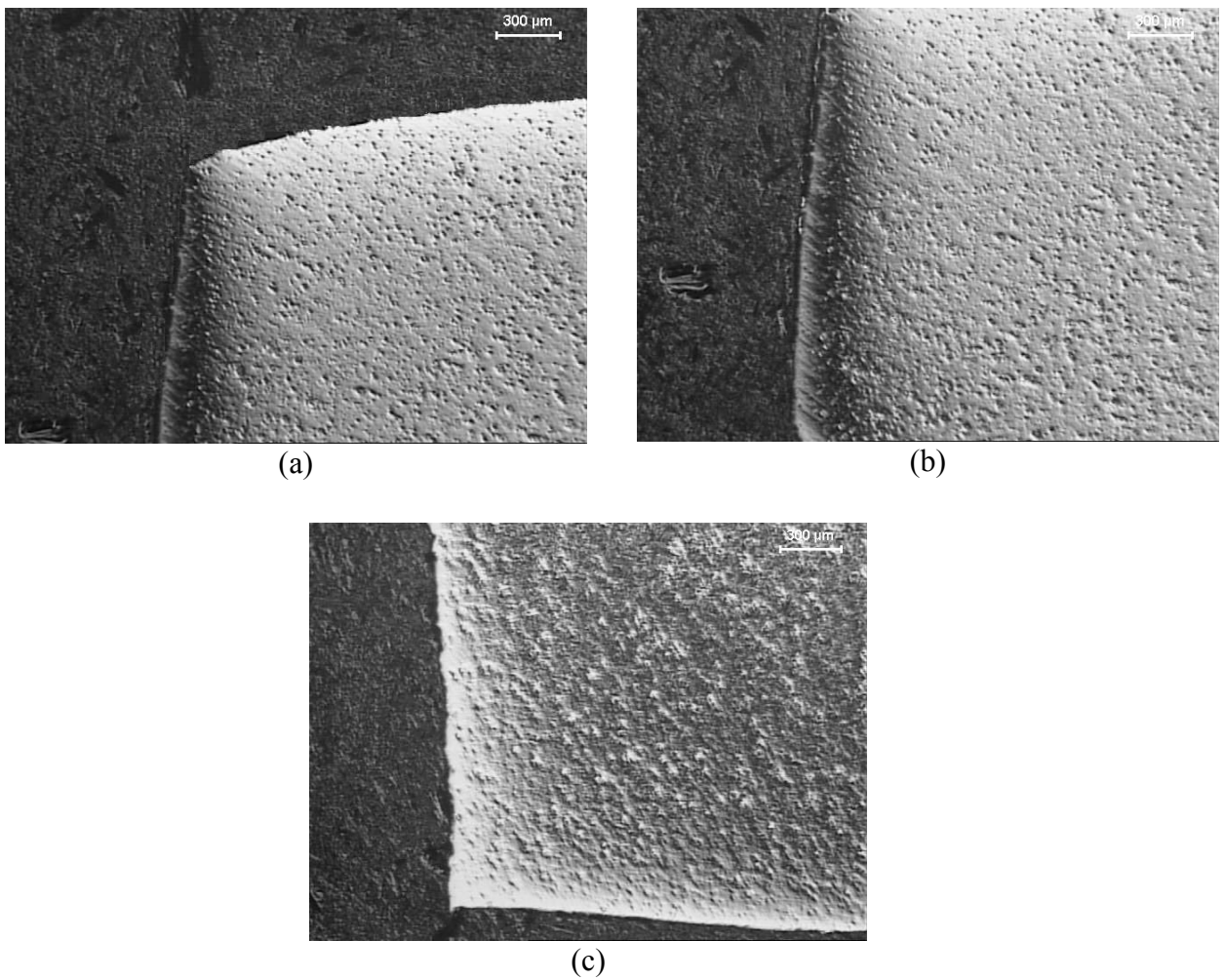


Figura 55 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote E lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.

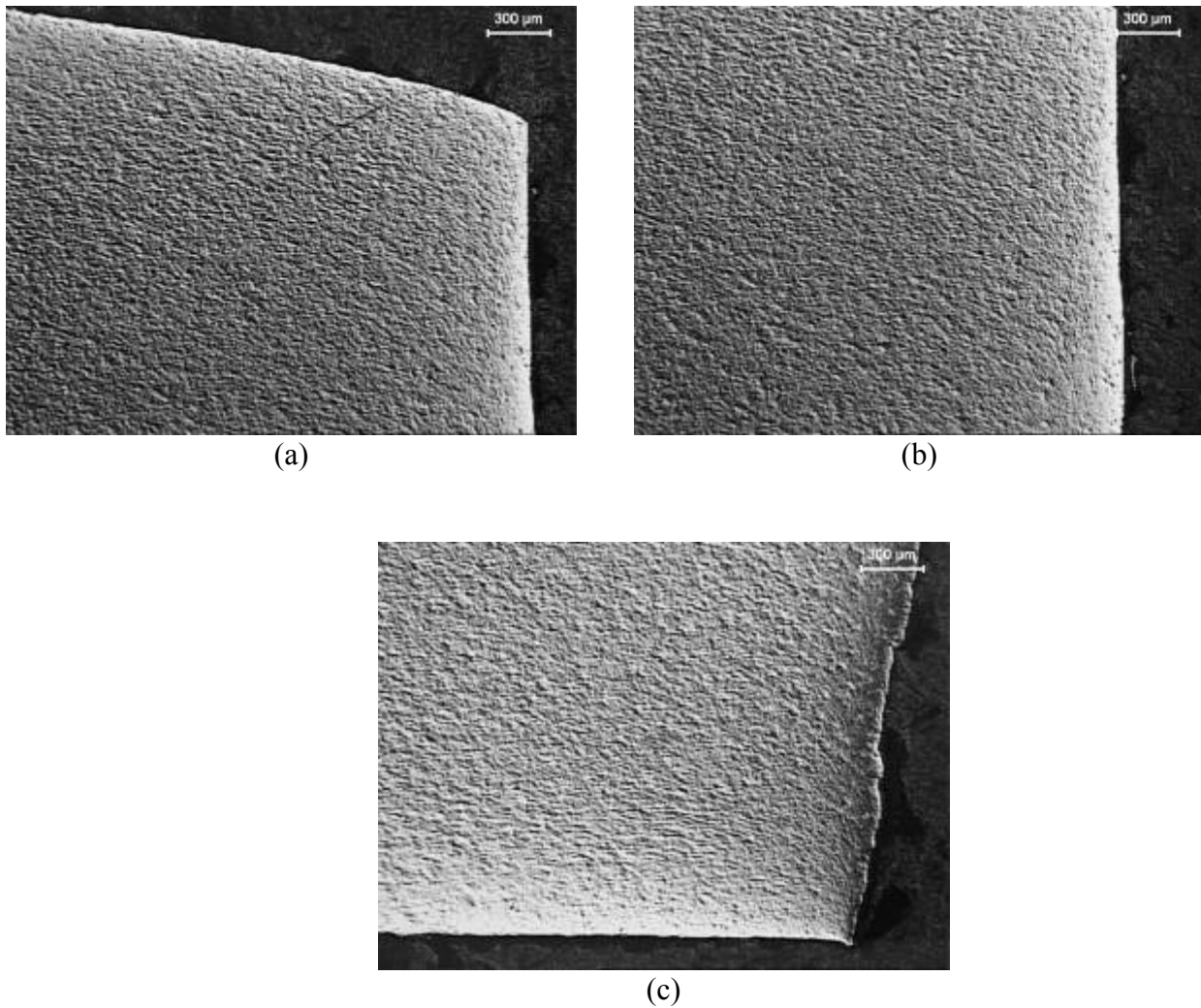


Figura 56 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote F lado operador sem o uso do push-up roll (MO25x): (a) Zona de deformação acentuada; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura com pequena formação de rebarba.

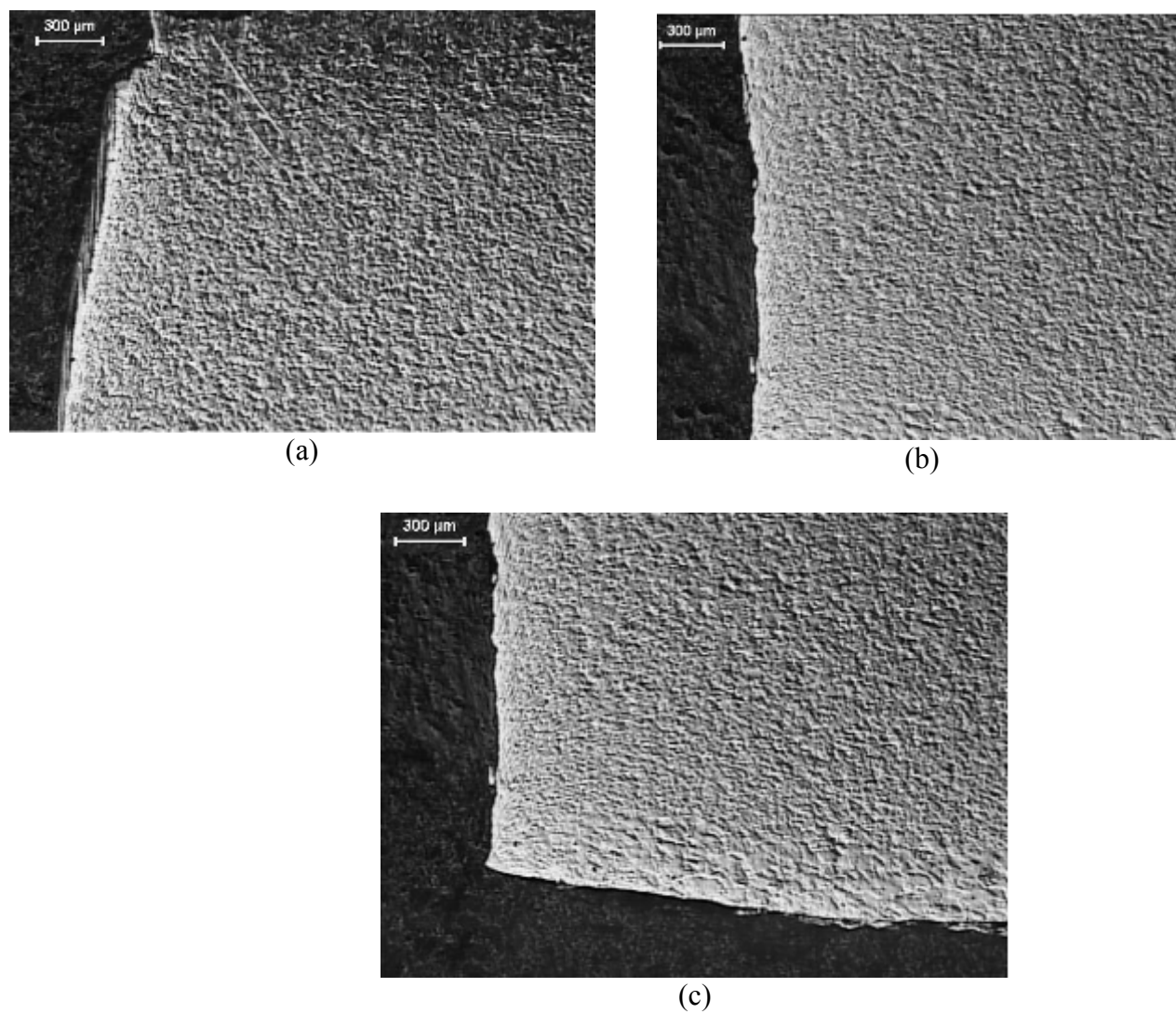


Figura 57 – Perfil de corte lateral bom do aço IF-Ti relativo ao lote F lado motor com o uso do push-up roll (MO25x) : (a) Zona de deformação acentuada ; (b) Zona de corte adequado; (c) Zona de fratura sem formação de rebarba.

4.4 RESULTADOS APÓS AJUSTES DE TH E TV

Com base nos bons resultados obtidos para a chapa de espessura 3,5 mm, foi elaborado um método para a determinação dos valores de TH e TV em função da espessura da chapa. Assim, temos a seguinte relação:

$$a = TH = 0,60\text{mm}$$

$$b = \text{espessura da bobina} = 4,50\text{mm}$$

$a/b = 0,60/4,50 = 0,1333$, denominada constante X, que representa 13,33% da espessura da chapa, o que se aproxima dos 10% aplicados por Li (LI, 2000 1) na liga de alumínio AA66111-T4.

A constante X, que representa um percentual da espessura a chapa, foi usada para determinação dos valores de TH inseridos na Tabela 17, os quais foram calculados pela relação $TH = b X$.

Para determinação dos valores de TV das navalhas circulares foi utilizada a seguinte relação: $TV/b = 0,15/4,50 = 0,0333$, denominada constante Y.

A constante Y foi usada para determinação dos valores de TV, os quais foram calculados pela equação $TV = b Y$.

Os valores de TV estão intimamente ligados à profundidade ou penetração da ferramenta de corte e conseqüentemente na formação de rebarba. Isto elucidada a formação de rebarba nos testes iniciais utilizando TV de 0,15mm para a espessura de 3,50mm, resultados apresentados no item 4.2 deste trabalho, onde foi constatada uma rebarba com altura na ordem de 0,20mm conforme Figuras 40, 41 e 42. Nota-se que o TV de 0,15mm, foi excessivo, pois causou um avanço mais acentuado da ferramenta de corte ou navalha circular pela espessura da bobina nos testes iniciais com as bobinas na espessura de 3,50mm.

Os resultados de corte obtidos nesta etapa com a espessura de 3,50mm utilizando as novas tabelas de TH e TV (Figuras 58 e 59) evidenciam também o acerto em relação a estes

ajustes citados, os quais são sumarizados com as demais variáveis na Tabela 18 comparativamente às Tabelas 15 e 16. Foi constatado nas micrografias no MEV dos lotes E (Figura 60), F (Figura 61), G (Figura 62) e H (Figura 63) e nas análises do MEV em modo de elétrons secundários (Figura 64) uma região de interface bem definida e a presença de *dimples* bem distribuídos.

Tabela 17 – Ajustes de Transpasse Horizontal e Vertical

Espessura (mm)	TV (mm)	TH (mm)
3,00	0,10	0,40
3,30	0,11	0,44
3,50	0,12	0,47
3,90	0,13	0,52
4,25	0,14	0,57
4,50	0,15	0,60
4,75	0,16	0,63

A partir da Tabela 15 foram apresentados os gráficos de relação dos ajustes de TH e TV versus a espessura, os quais são apresentados nas Figuras 56 e 57 a seguir.

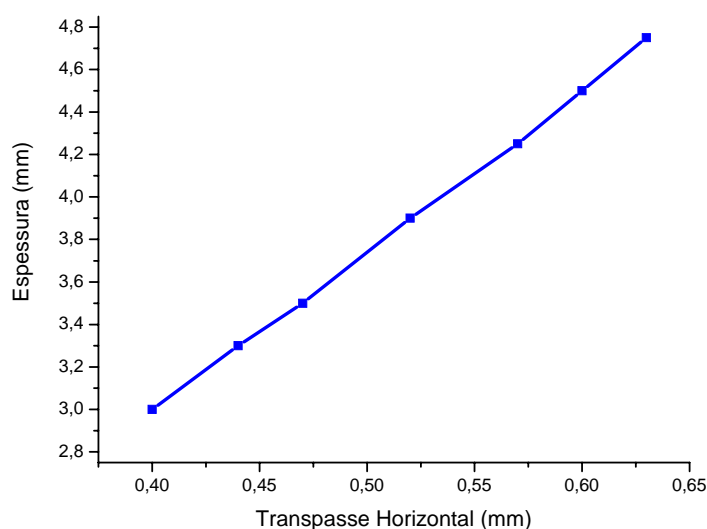


Figura 58 – Gráfico da relação da espessura versus transpasse horizontal

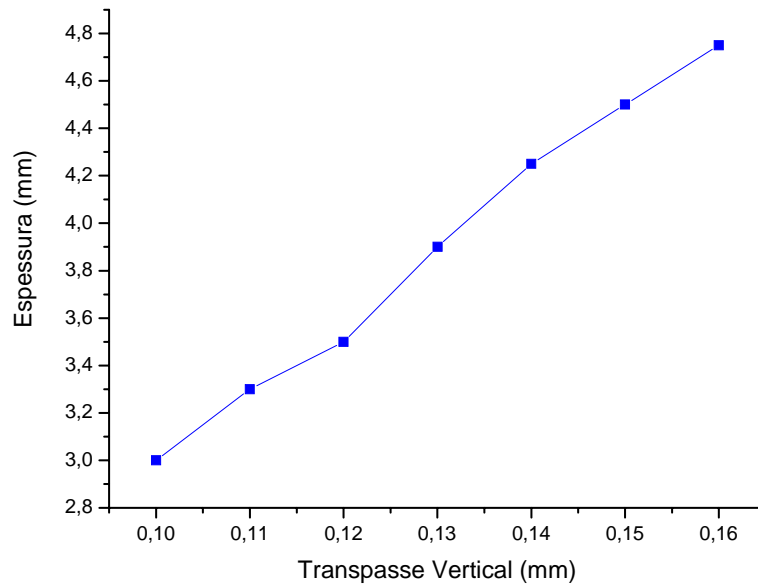


Figura 59 – Gráfico da relação da espessura versus transpasse vertical

Tabela 18 – Dados sumarizados das condições de corte aplicados ao aço IF-Ti com espessuras de 3,5mm após os ajustes de TH e TV

Amostra	Lote	Pos.	Lado	Push-up	Pressão (bar)	Vel. (m/min)	TH (mm)	TV (mm)	Esp. (mm)	Altura da rebarba (mm)	Cond. corte
1	F	FIM	OPERADOR	NÃO	—	150	0,47	0,12	3,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
2	E	FIM	MOTOR	NÃO	—	150	0,47	0,12	3,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
3	H	INÍCIO	OPERADOR	NÃO	—	150	0,47	0,12	3,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)
4	G	INÍCIO	MOTOR	NÃO	—	150	0,47	0,12	3,5	0,03	BOM (COM REBARBA LEVE)

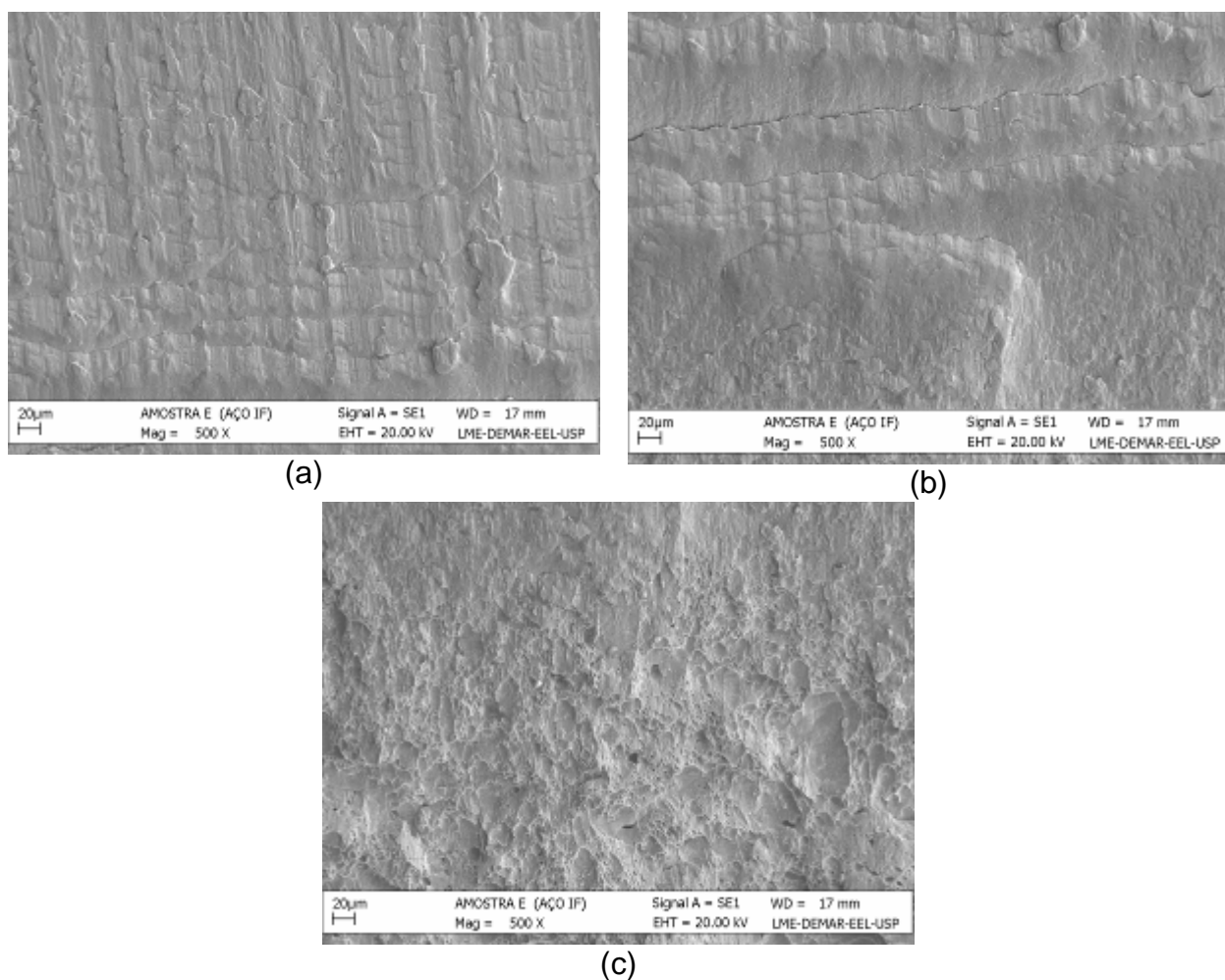


Figura 60 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote E, retirada próxima à cauda do lado motor após novo ajuste (MEV, 500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

A Figura 60a mostra a região de penetração da navalha, com riscos no sentido do avanço da navalha. A Figura 60b, mostra uma região de interface bem definida, onde aparecem trincas paralelas ao sentido de laminação. Na Figura 60c, notamos a presença de *dimples* bem distribuídos e com dimensões inferiores a $5\mu\text{m}$.

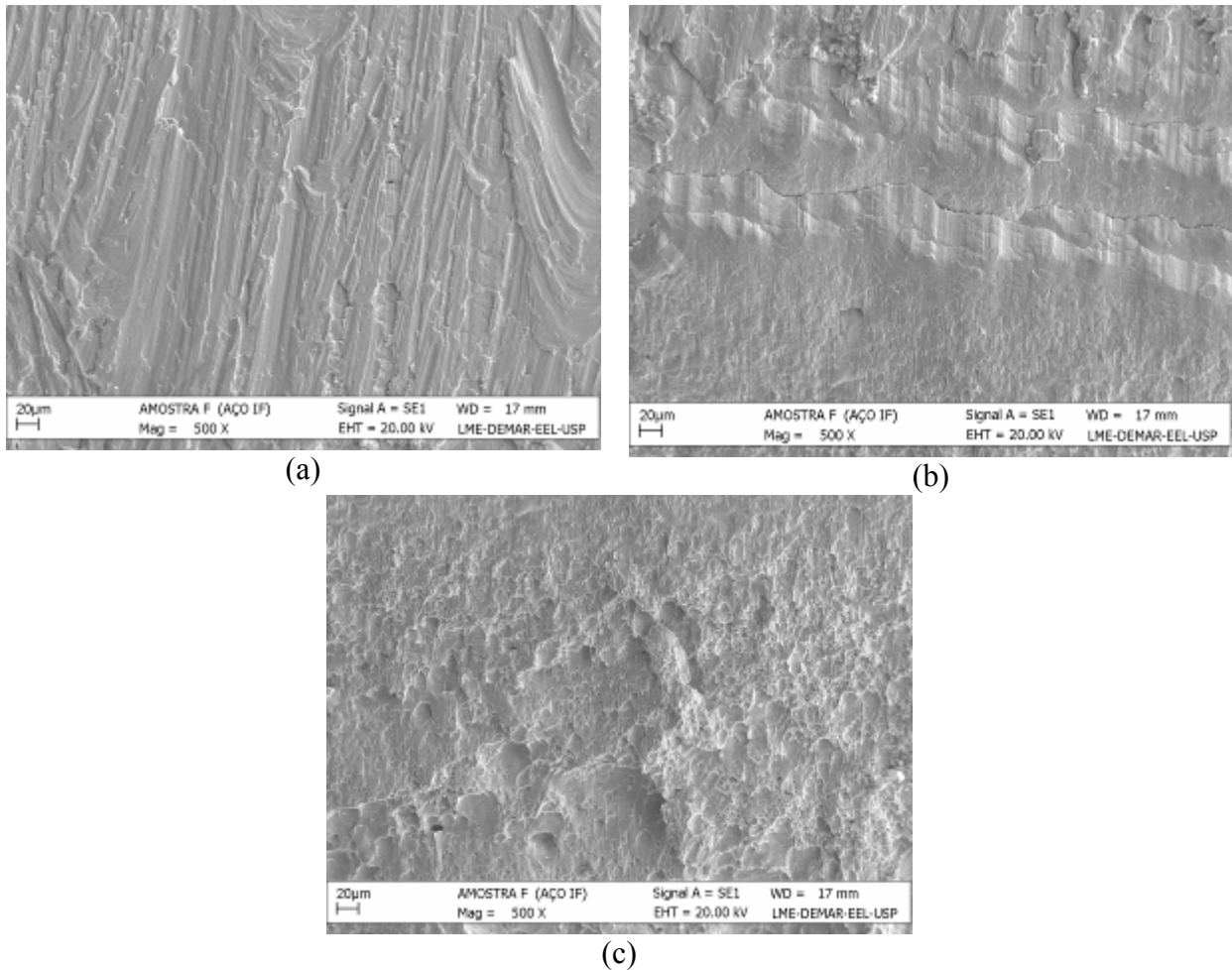


Figura 61 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote F, retirada próxima à cauda do lado operador após novo ajuste (MEV, 500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

A Figura 61a mostra a região de penetração da navalha, com riscos no sentido do avanço da navalha. Os riscos são ligeiramente mais pronunciados do que os visualizados na Figura 61a. Tal diferença pode ser explicada devido a pequenas variações inerentes ao processo e ao equipamento, entretanto, não impactam na qualidade do corte e é muito difícil se perceber a olho nu. A Figura 61b, mostra uma região de interface bem definida, onde aparecem trincas paralelas ao sentido de laminação. Na Figura 61c, mais uma vez, notamos a presença de *dimples* bem distribuídos e com dimensões inferiores a $5\mu\text{m}$.

As Figuras 62a, 62b e 62c se assemelham muito a aquelas encontradas nas Figuras 60a, 60b e 60c e por isso não devem receber nenhum comentário adicional. Percebemos com

a Figura 63a, que mais uma vez os riscos no sentido da penetração se apresentaram mais pronunciados no lado operador, sem, no entanto, influenciar significativamente na qualidade do corte. Tal fato pode estar relacionado a um problema de empeno lateral ou *camber* presente na bobina amostrada, mostrando que os esforços nas duas navalhas foram ligeiramente diferentes. Nenhuma análise mais aprofundada acerca desse fenômeno foi realizada já que foge ao escopo do trabalho.

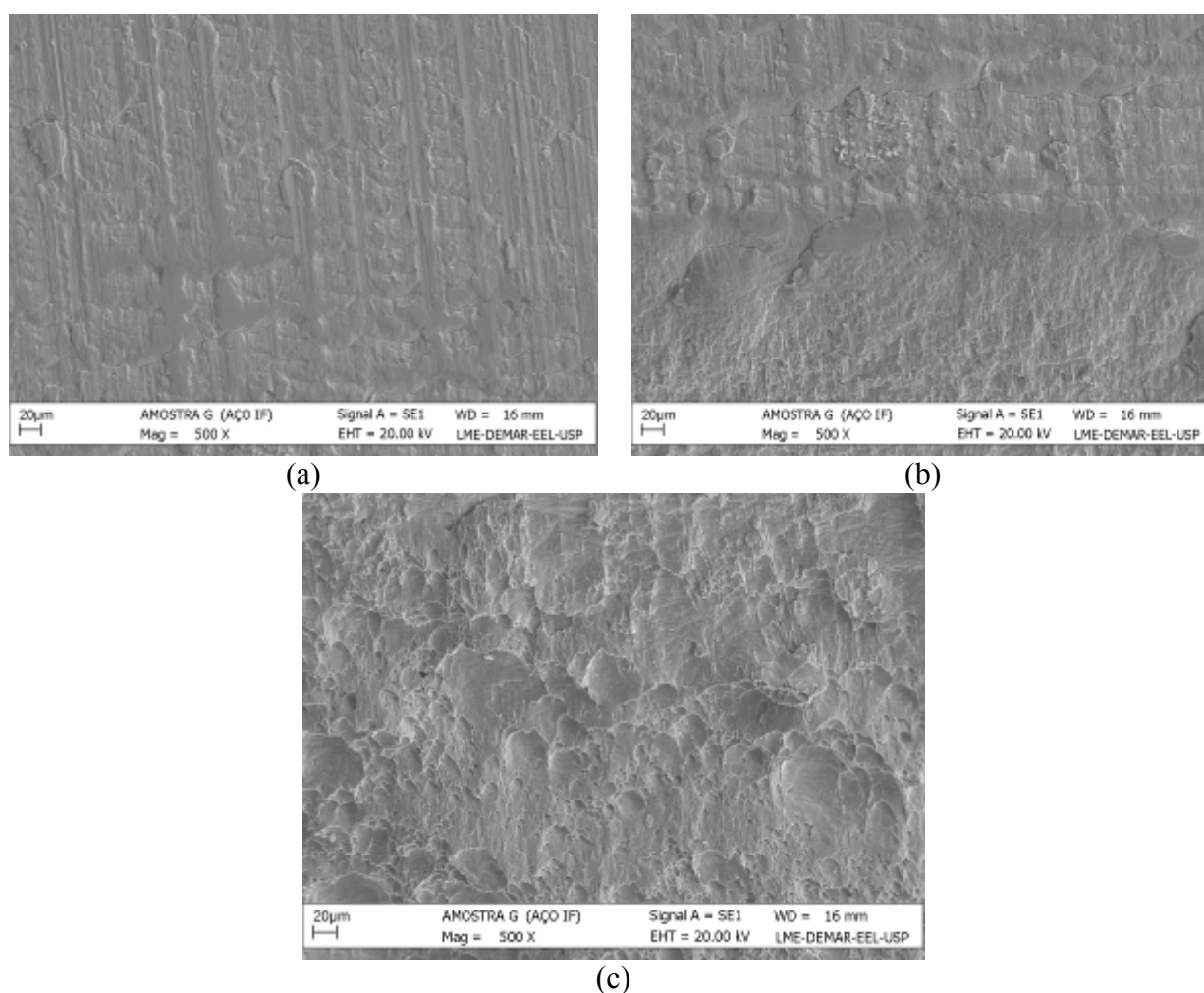


Figura 62 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote G, retirada próxima à ponta do lado motor após novo ajuste (MEV, 500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

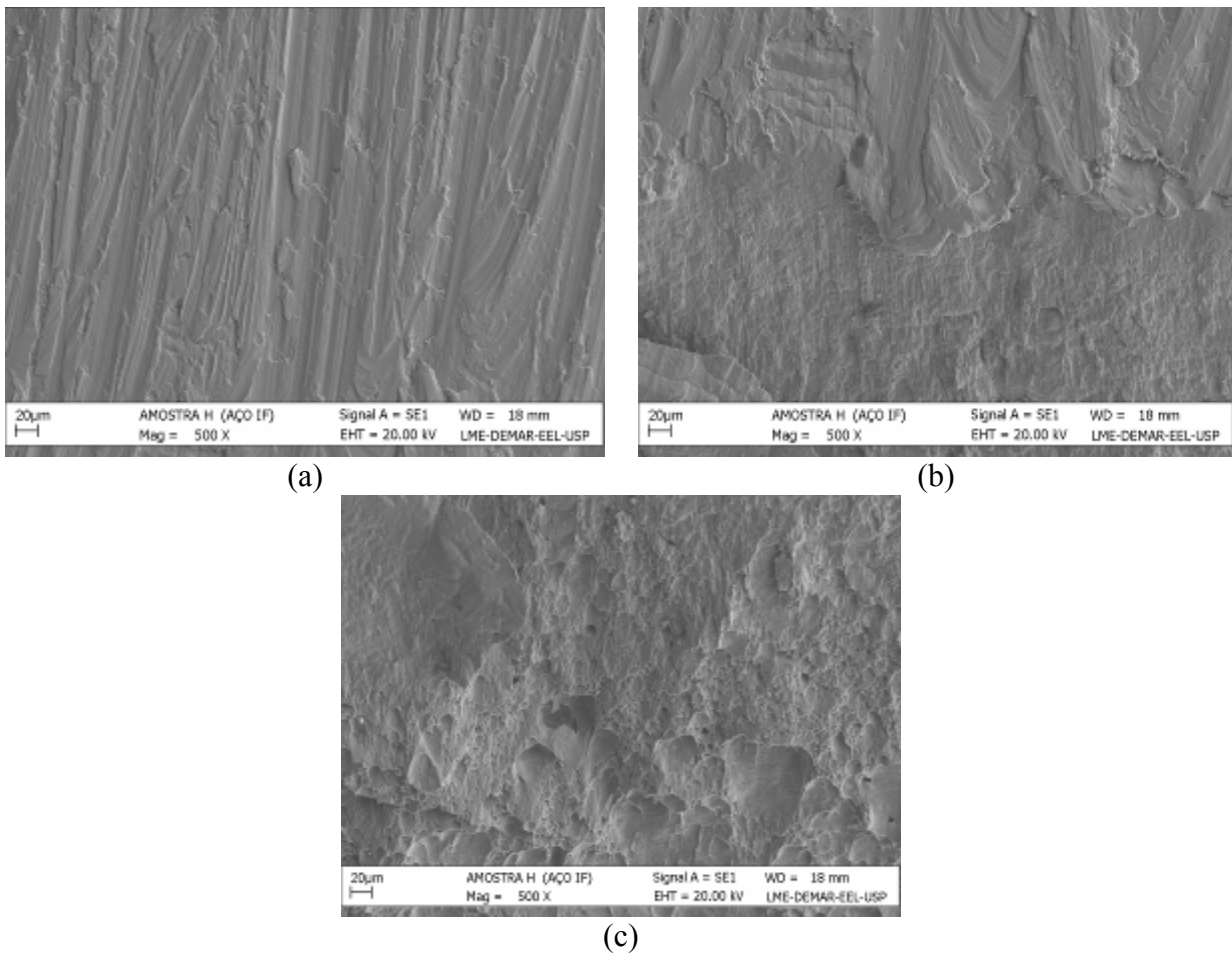


Figura 63 - Vista frontal do corte do aço IF-Ti relativo à amostra de 3,5mm referente ao lote H, retirada próxima à ponta do lado operador após novo ajuste (MEV, 500x): (a) região de penetração; (b) região entre a zona de penetração e de fratura e (c) zona de fratura.

Em todas as micrografias da Figura 64, notamos uma proporção de aproximadamente 50%-50% para as regiões de penetração da navalha e região de fratura. Embora a relação referência de “bom corte” adotada para os demais materiais seja $1/3 - 2/3$, a superfície de corte apresenta todas as características de um corte satisfatório, como região de penetração plana e brilhosa, interface entre regiões bem definidas e regulares e uma de zona de fratura homogênea.

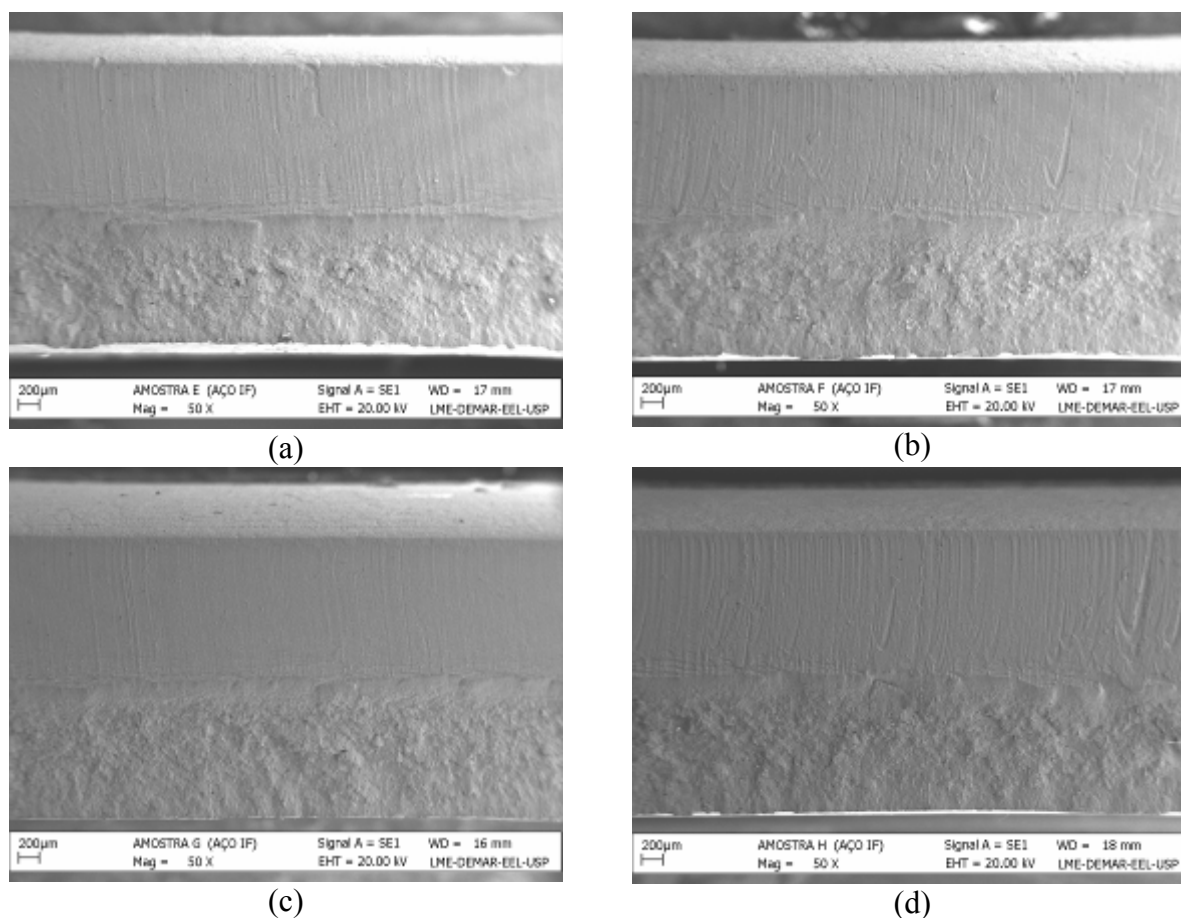


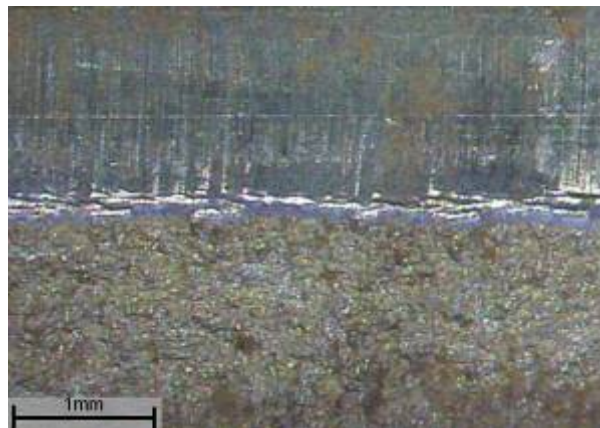
Figura 64 - Vista frontal com ampliação de 50x em MEV em modo ES do corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, relativo à (a) amostra de 3,5mm, retirada próxima à cauda do lado motor (lote E); (b) amostra de 3,5mm, retirada próxima à cauda do lado operador (lote F); (c) amostra de 3,5mm, retirada próxima à ponta do lado motor (lote G); e (d) amostra de 3,5mm, retirada próxima à ponta do lado operador (lote H).

Na análise ao estereoscópio (Figuras 65 a 68) verifica-se a formação de uma rebarba na ordem de 0,03mm quando da não utilização do *push-up roll*, ou seja, aproximadamente 7 vezes menor que os valores obtidos na etapa dos testes iniciais, além da visualização da interface de corte (penetração) e cisalhamento (fratura) bem definida e na proporção de 50% da espessura. Isto reforça que mesmo sem a utilização do *push-up roll*, obtivemos um corte lateral de boa qualidade, pois o TH e TV foram ajustados corretamente. É evidente que o *push-up roll* elimina a rebarba, porém, valores apresentados na ordem de centésimos de milímetro são considerados desprezíveis no aspecto de corte lateral para geração de serrilhado

no processo de laminação a frio. Este fato se confirma, porque os lotes testados foram laminados a frio sem ocorrência de serrilhado.



(a)



(b)

Figura 65 - (a) Vista lateral e (b) vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à cauda do lado motor (lote E) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.



(a)

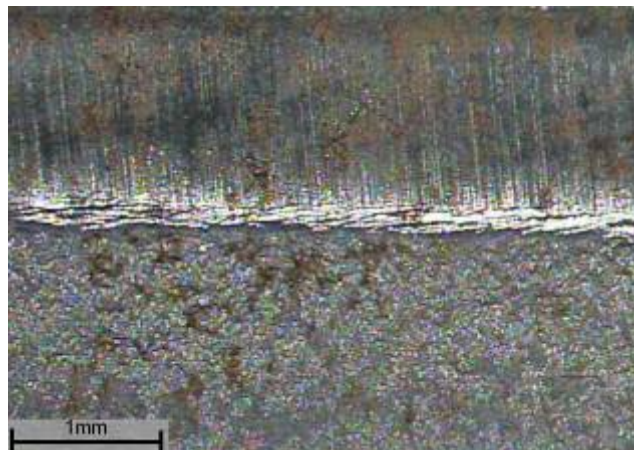


(b)

Figura 66 - (a) Vista lateral e (b) Vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à cauda do lado operador (lote F) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.



(a)

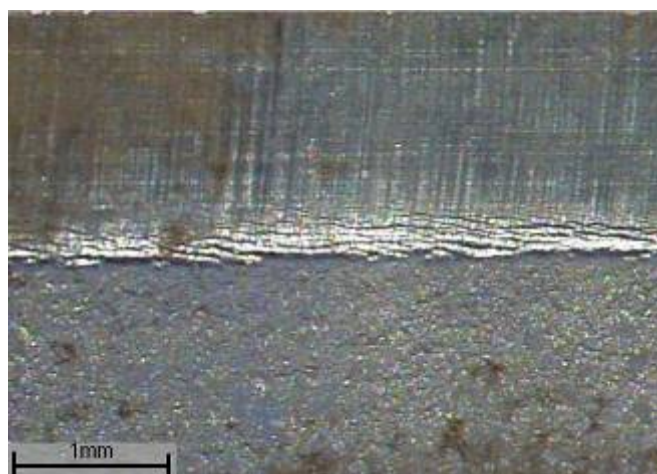


(b)

Figura 67- (a) Vista lateral e (b) Vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à ponta do lado motor (lote G) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.



(a)



(b)

Figura 68 - (a) Vista lateral e (b) Vista frontal da amostra de 3,5mm de espessura relativa ao corte do aço IF-Ti, após novo ajuste, retirada próxima à ponta do lado operador (lote H) analisada via estereoscópio com ampliação de 50x.

5. CONCLUSÕES

Este trabalho apresentou resultados de um projeto, que visou aperfeiçoar as condições de corte de aparamento lateral de um aço livre de intersticiais estabilizado ao titânio. O foco esteve na comparação de resultados de um aparamento lateral usando o *push-up roll*, em que se obteve um corte excelente após os ajustes finais da pressão, e outro sem o emprego do *push-up roll*, em que se obteve um corte considerado muito bom após os ajustes finais dos transpasses horizontal e vertical.

Devem ser enfatizados neste trabalho os seguintes pontos:

a) A condição microestrutural adequada da borda, traduzida pelo efetivo controle do processo de laminação a quente do aço IF-Ti, não contribuiu para a deficiência do corte lateral. A formação de grãos refinados de ferrita no tamanho entre 13 a 15 μ m ou número 9,0 e 9,5 conforme norma ASTM E 112 são decisivos na garantia das propriedades mecânicas do aço IF;

b) os ajustes iniciais adotados de transpasse horizontal e transpasse vertical da tesoura de lateral, foram obtidos com base nos valores empregados para os aços baixo carbono. Os resultados obtidos mostraram que eles deveriam ser mais bem dimensionados para os aços IF. Com base neste fato, foram ajustados todos os transpasses horizontal e vertical em função dos testes realizados com as espessuras de 4,5 e 4,75 mm, pois se obteve corte excelente com os ajustes aplicados para estes materiais. O resultado foi considerado satisfatório, pois, aliado aos ajustes aplicados por Li (LI,2000 1) para redução de formação de rebarba e aplicando a proporcionalidade dos ajustes de TH e TV em função da espessura, baseados na espessura de 4,5 mm, chegou-se ao um TH com 13,3% da espessura e um TV com 3,33% da espessura, valores que garantiram a boa qualidade de corte das espessuras de 3,00 mm a 4,75 mm, varrendo toda a faixa de materiais IF;

c) o uso do dispositivo denominado *push-up roll*, por si só, não é garantia de melhoria na qualidade de corte. É necessário encontrar e controlar os valores mais adequados de pressão do equipamento sobre a chapa, visando evitar a ocorrência de rebarba na borda da chapa do aço IF-Ti após o processo de corte lateral. Em função disto, foi definida uma tabela de ajustes de pressão por espessura do aço IF, tabela esta baseada nos ajustes efetuados na Sumitomo Heavy Industries no Japão (MATSUDA, 1989);

Deve ser ressaltado que a relação de corte mundialmente aplicada para os aços em processos de corte ou aparamento lateral ou *slitter* não podem ser considerados para os aços IF devido a sua grande conformabilidade e ductilidade. Tem-se que obter uma menor penetração pela navalha circular ao longo da espessura da chapa de aço IF para evitar a formação de rebarba.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A predição do corte de diversos metais no meio industrial pode ser antecipadamente estudada e prevista a sua condição, possibilitando o desenvolvimento antecipado de processos de corte e minimizando ou evitando perdas econômicas consideráveis em virtude de má qualidade dos produtos e das intervenções nos equipamentos para correção destas falhas, além do que, minimizando ou evitando estudos posteriores ao problema identificado.

Ações proativas pelo corpo técnico das empresas com apoio do setor acadêmico, com o objetivo de se evitar problemas durante as tarefas diárias nas atividades industriais produtivas são bem recebidas, pois mostram um avanço na interação destes dois seguimentos, que a meu ver tem que caminhar paralelamente.

Baseado nos testes de laboratório com a MTS 810.23M onde não se obteve sucesso com a simulação do processo de corte lateral em virtude da falta de rigidez do dispositivo montado, recomenda-se aprimorar o dispositivo de simulação para que sejam realizados trabalhos de avaliação de corte lateral (longitudinal) à chapa.

Recomenda-se estender os testes de laboratório com a MTS 810.23M, aprimorando o dispositivo de simulação para que sejam realizados também trabalhos de avaliação do processo de corte transversal (de topo ou ponta) à chapa, pois são geradores de formação de rebarba de ponta em laminadores a frio, os quais causam danos à qualidade da bobina laminada a frio, além de intervenções no equipamento para troca dos cilindros de laminação.

REFERÊNCIAS

(CRAMB, 1990) CRAMB A. W.; BYRNE M. Steelmaking and Castings Practices for High Quality Free Steel. In: METALLURGY of vacuum-desgassed steel products. E. by R. Pradhan: Warrendale, PA.: TMS-AIME,1990. p. 3-27.

(CARNEIRO, 2001) CARNEIRO, J. R. G. et al. **Modelagem matemática das curvas de fluxo na austenita em compressão / torção para um aço ARBL**. Belo Horizonte: Educação e Tecnologia, 2001. 32p.

(DIETER, 1981) DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2. Ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. p. 600-604;

(GUPTA, 1990) GUPTA, I.; BHATTACHARYA, D. In: METALLURGY of vacuum degassed steel products. Ed. by R. Pradhan, Warrendale, PA.: TMS-AIME,1990. p. 43.

(KRAUSS, 1991) KRAUSS, G.; WILSHYNSKY, D.O.; MATLOCK, D.K.. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON INTERSTITIAL FREE STEEL SHEET: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES, 1991. CIM, Ottawa, Canada, **Proceedings Ed. by L.E. Collins and D.L. Baragar**, p.1.

(MARTINS, 1998) MARTINS, C. A.; SAMPAIO, A. P.; GERMANO, R. L. S.; ZWIRMAN, N. C. S.; FRANKLIN, L. P.; RENÓ R. T.; MONTEIRO, C. A.. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 53., 1998. Belo Horizonte - MG, 573,**Anais...**

(PEREIRA, 1999) PEREIRA, J. F. B.; SOUZA, T. O.; MEYER, L. C. O. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 54., 1999. São Paulo - SP, 167, **Anais...**

(TAMURA, 1988)- TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T.; OUCHI, C. **Thermomechanical Processing of High-Strength Low Alloy Steel**. Londres: Butterworth e Co. Ltd., 1988;

(PERERA, 1992) PERERA, L. N. **Precipitation Behavior and Microstructural Evolution in Ti-Nb IF Steel**. Thesis of Doctor of Philosophy degree. Queen's University, Kingston, Ontario, Canada, 1992.

(ASM, 1992) METALS HANDBOOK, 8th ed., Metals Park, Ohio: ASM, 1992. v.3.

(SAMUEL, 1991) SAMUEL, F.H. Recrystallization Behavior of a C-Mn Steel, a Titanium-interstitial-free Steel and a Niobium-microalloyed Steel During Strip Rolling. **Materials Science and Engineering**, v. A142, p. 95,1991.

(REGONE, 2001) REGONE, WILIAM. **Simulação da Laminação a Quente de um Aço Livre de Intersticiais (IF) através de Ensaio de Torção**. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de São Carlos; São Carlos; São Paulo; Brasil; 2001.

(ALAOUA, 1994) ALAOUA, D.; LARTIGUE, S.; LARERE, A.; PRIESTER, L. Precipitation and Surface Segregation in Low Carbon Steels, **Materials Science and Engineering**, v. A189, p.155,1994.

(WILSHYNSKY, 1991) WILSHYNSKY, D.O.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K.. In INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ROLLED SHEET STEEL: PROCESSING, FABRICATION AND PROPERTIES. CIM, 1991, Ottawa, Canada; **Proceedings Ed. by L.E. Collins and D.L. Baragar**, p. 69.

(MENDANHA,2003) MENDANHA, A.; PINEDO, C. E.; GOLDENSTEIN, H. – Tenacidade do Aço Ferramenta para Trabalho a Frio AISI D2 – Parte II - Influência do Ciclo de Tratamento Térmico. In: 1^o ENCONTRO DE INTEGRANTES DA CADEIA PRODUTIVA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES. 29-30 de outubro 2003, São Paulo-SP, p. 197 – 206.

(YOSHIDA, 2003) YOSHIDA, S. **Seleção de Aços e Tratamentos Térmicos para Ferramentas de Conformação a Frio – Brasimet Indústria e Comércio S.A.**, 29 de Março, São Paulo-SP, 2003. Disponível em: <<http://www.brasimet.com.br/Estamparia-Modif..pdf>>

(THELNING, 1984) THELNING, K-E. **Steel and Its Heat Treatment**, [S.L.]; Ed. Butterworths & Co., 1984.

(OKOFAROR, 1987) OKORAFOR, O. E. Fracture Toughness of M2 and D2 Alloy Tool Steels. **Materials Science and Technology**, v. 3, p. 111 – 124, 1987.

(BERNS, 1989) BERNS, H. B. Distortion and Crack Formation By Heat Treatment of Tools. **Radex-Rundschau**, Heft 1, p. 40-57, 1989.

(MATSUDA, 1989) MATSUDA, Y.; NISHINO, M.; IKEDA, J. **Development of Trimming Technology for Hot Rolled Ultra Low Carbon Steel**. Kashima – Japan, 1989.

(SPEICH, 1994) SPEICH, G. R.; CUDDY, L. J.; GORDON, C. R.; DEARDO, A. J. **Phase Transformations in Ferrous Alloys**. In: Int. Conf., 1984. Proceedings Warrendale: TMS-AIME, p. 341, 1984.

(ROBERTS, 1980) ROBERTS, W.; LIDEFELT, H.; SANDBERG, A. **Hot Working and Forming Process**. Londres: The Metal Society, p.38, 1980.

(WALTER, 1977) WALTER, D. J.; HONEYCOMBE, R. W. K. **The Hot Deformation of Austenite**. ed. J. B. Balance.[S.L.]: The Met. Soc. of AIME, p. 384, 1977.

(PORTER, 1959) PORTER, L. F.; ROSENTHAL, P. C. **Acta Met.** v.7, p.504, 1959.

(NAJAFI-ZADEH, 1992) NAJAFI-ZADEH, A; YUE, S.; JONAS, J.J. Influence of Hot Strip Rolling Parameters on Austenite Recrystallization in Interstitial Free Steels. **ISIJ International**, v. 32, n.2, p. 213-221, 1992.

(HUTCHINSON, 1985) HUTCHINSON, W.B.; NILSSON, K.I.; HIRSCH, J. In: **METALLURGY of vacuum degased steel products**. Ed. R. Pradhan. Warrendale, Pa: TMS-AIME, 1985. p. 109.

(HUTCHINSON, 1984) HUTCHINSON, W.B. **Int. Metals Ver.**,v. 29, p.25,1984.

(WEISS, 1981) WEISS, I.; JONAS J. J. **Metall. Trans.**, v. 10A; p.831-840, 1979.

(HUA, 1997) HUA, M.; GARCIA C. I.; ELOOT K.; DeARDO A. J. **ISIJ International**; v. 37; n.11; p. 1129-1132; 1997.

(CARABAJAR, 2000) CARABAJAR S.; MERLIN, J.; MASSARDIER V.; CHABANET S. **Materials Science and Engineering**, v.a281; p.132-142, 2000.

(GORNI, 2002) GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; ALMEIDA FILHO, C. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 39., 2002, Ouro Preto - MG, p.573.

(LI, 2005) LI, M.; GHOSH, S., KHADKE, A. 3D Modeling of Shear-Slitting Process for Aluminum Alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, p.91-102, 2005.

(LI, 2000 1) LI, M. An experimental investigation on cut surface and burr in trimming aluminum autobody sheet. **International Journal of Mechanical Science**, v.42, p. 889-906 ,2000.

(LI, 2000 2) LI, M. Micromechanisms of deformation and fracture in shearing aluminum alloy sheet. **International Journal of Mechanical Science**, v. 42, p. 907-923, 2000.

(LATROSTEEL). **CATÁLOGO da** LatrobeSteel Speciality Steel Company. Disponível em [http://: www.latrobeSteel.com](http://www.latrobeSteel.com). Acesso em: 24 fev. 2009.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)